

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 805 651**

51 Int. Cl.:

| | | | |
|-------------------|-----------|-------------------|-----------|
| C22C 38/00 | (2006.01) | C22C 38/42 | (2006.01) |
| B21B 3/02 | (2006.01) | C22C 38/44 | (2006.01) |
| C21C 7/00 | (2006.01) | C21C 7/06 | (2006.01) |
| C21C 7/04 | (2006.01) | C22C 38/40 | (2006.01) |
| C21C 7/068 | (2006.01) | | |
| C21C 7/076 | (2006.01) | | |
| C21D 9/46 | (2006.01) | | |
| C22C 38/58 | (2006.01) | | |
| C22C 38/02 | (2006.01) | | |
| C22C 38/04 | (2006.01) | | |

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **05.07.2016 PCT/JP2016/069952**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **06.04.2017 WO17056618**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **05.07.2016 E 16850795 (2)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **24.06.2020 EP 3358029**

54 Título: **Acero inoxidable de alta resistencia con excelentes características de fatiga y el procedimiento de fabricación del mismo**

30 Prioridad:
29.09.2015 JP 2015191221

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
15.02.2021

73 Titular/es:
**NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORPORATION (100.0%)
8-2 Marunouchi, 1-chome, Chiyoda-ku
Tokyo 100-0005, JP**

72 Inventor/es:
**EHARA YASUHIRO;
SAITO SHUN y
MATSUBAYASHI HIROYASU**

74 Agente/Representante:
GONZÁLEZ PECES, Gustavo Adolfo

ES 2 805 651 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

Acero inoxidable de alta resistencia con excelentes características de fatiga y el procedimiento de fabricación del mismo

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una especie de acero inoxidable capaz de proporcionar una resistencia extremadamente alta utilizando la formación de una fase martensítica inducida por deformación, el endurecimiento de la solución sólida por un gran contenido de Si y el endurecimiento por envejecimiento, una chapa de acero en la cual se ha suprimido significativamente la formación de una inclusión no metálica dura y gruesa. La invención también se refiere a un procedimiento de producción del mismo.

Técnica anterior

10 Como acero inoxidable de alta resistencia, un acero inoxidable austenítico metaestable representado por SUS301 ha sido ampliamente utilizado. Sin embargo, para proporcionar una alta resistencia con SUS301, la relación de reducción de laminación en frío es necesariamente mayor, y por lo tanto la reducción de la resistencia está asociada a ello. Como técnica para evitar el problema de lograr simultáneamente una alta resistencia y una alta tenacidad a
15 altos niveles, se ha conocido una medida para lograr una alta resistencia utilizando la formación de una fase martensítica inducida por deformación, el endurecimiento de la solución sólida por un gran contenido de Si y el endurecimiento por envejecimiento, y se ha utilizado en propósitos tales como un sustrato de chapa de sierra ID y similares (Patente japonesa No. 3.219.117).

20 El acero inoxidable del tipo descrito en la patente japonesa N° 3.219.117 tiene una alta resistencia y una gran dureza mediante la formación de una estructura de doble fase martensítica y austenítica inducidas por deformación mediante laminación en frío, y tiene buenas características de resistencia a la fatiga como miembro rotativo con un espesor de chapa de 0,1 mm o superior, como una chapa de sierra ID. Sin embargo, se exige una mayor mejora de las características de resistencia a la fatiga en el caso de que el acero inoxidable se trabaje en un material de chapa delgada con un espesor de chapa inferior a 0,1 mm, en particular de 20 a 70 μm , y se aplique a la finalidad de un
25 material de resorte, que recibe repetidamente una deformación elástica. Como ejemplos de los factores que deterioran las características de resistencia a la fatiga de un material de acero se puede citar la presencia de una inclusión no metálica. Incluso suponiendo que las inclusiones tengan el mismo tamaño, cuando se reduce el espesor de la chapa, la proporción de longitud en la dirección del espesor de la chapa de la inclusión ocupada en el espesor de la chapa aumenta, y la tensión se concentra en la circunferencia de las partículas de la inclusión, que funcionan como un punto de partida o una trayectoria de propagación de las grietas. En un material de chapa más delgado es más difícil evitar la disminución de las características de fatiga causadas por la inclusión no metálica.

30 Como procedimiento para disminuir la cantidad de la inclusión no metálica en un material de acero (es decir, aumentar el grado de pureza del mismo), se han investigado de forma variada medidas para optimizar la composición de la escoria en el refinado. Sin embargo, desde el punto de vista de la prevención de las grietas de trabajo y la rotura por fatiga, no es necesariamente suficiente que sólo se aumente el grado de pureza, y se dice que el control de la composición de la inclusión no metálica es eficaz. Por ejemplo, la Patente Japonesa No. 3,865,853 describe una medida, en la cual en la fabricación de especies de acero de austenita de aplicaciones generales, como el SUS304, la composición de la inclusión no metálica es controlada ajustando la basicidad de la escoria a de 1,4 a 2,4 con un horno de refinación teniendo un forro de un refractario de dolomita, y por lo tanto un acero inoxidable de austenita teniendo ninguna grieta de trabajo es proporcionado. Sin embargo, según las investigaciones de los inventores presentes, se ha encontrado que, aunque la medida descrita en la patente japonesa n° 3.865.853 se intenta para una especie de acero que tiene un gran contenido de Si, es difícil mejorar significativamente las características de fatiga del material de la chapa fina.

35 La patente japonesa N° 5.212.581 describe una técnica en la que, en un acero inoxidable de gran contenido en Si, la cantidad total de inclusiones de tipo B1 con altos puntos de fusión formados principalmente por alúmina, se reduce y, por tanto, se mejora la resistencia a la corrosión en ácido nítrico de alta temperatura y alta concentración. Se describe que para suprimir la formación de las inclusiones del tipo B₁, no se realiza la recuperación de la reducción de Cr con Al, y se añade una aleación de Fe-Si con un pequeño contenido de Al de aproximadamente el 0,1% (párrafos 0052 y 0053). Sin embargo, el acero objeto de la patente japonesa N° 5.212.581 es un acero austenítico de una sola fase con un contenido de Ni del 10% o superior (párr. 0033), que no es una especie de acero que pretenda mejorar la resistencia mediante la formación de una fase martensítica inducida por deformación. En la literatura no se enseña una medida para mejorar las características de resistencia a la fatiga en un material de chapa delgada para una aplicación de un resorte. Como se describe más adelante, es importante que se suprima la formación de la inclusión basada en el TiN para mejorar las características de resistencia a la fatiga de la especie de acero objeto de la invención, pero el procedimiento de fabricación descrito en la literatura no puede disminuir de forma estable la inclusión basada en el TiN.

También se llama la atención sobre el documento JP 2005 290 449 A, que muestra inclusiones finas que contiene acero inoxidable y un procedimiento de fabricación del mismo. En el acero inoxidable, la inclusión está compuesta

de CaO - SiO₂ - MgO - Al₂O₃ - MnO - Cr₂O₃. El acero inoxidable se caracteriza porque la composición media de las inclusiones no metálicas es Cr₂O₃: 1% o superior y 55% o menor, Al₂O₃: 50% o menor y MgO: 15% o menor, y el diámetro máximo del círculo equivalente de la inclusión es 20 μm o menor. La composición química, en términos de porcentaje de masa, del acero inoxidable es C: 0,01% o superior y 0,15% o menor, y Si: 0,1% o superior y 3,0% o menor y 0,1% o superior y 4,0% o menor, P: 0,050% o menor, S: 0,020% o menor, Cr: 10,0% o superior y 25,0% o menor, Ni: 3,0% o superior y 22,0% o menor, N: 0,01% o superior y 0,30% o menor, y opcionalmente al menos uno de Ti: 0,01% o superior y 0,5% o menor, Nb: 0,01% o superior y 0,5% o menor y V: 0,01% o superior y 0,5% o menor, y el resto de Fe.

Además, el documento JP 2002 167 647 A se refiere a un acero Si-deoxidado excelente en resistencia a la fatiga y a un procedimiento de fabricación del mismo. El acero Si-desoxidado contiene inclusiones que tienen una composición de SiO₂: 45% o superior en % en masa y un óxido de metal alcalino (R₂O): 0,5 a 10%, donde el metal alcalino R es Na, K, o Li.

Sumario de la invención

Problema técnico

Entre las inclusiones no metálicas contenidas en el acero, una inclusión de un tipo que tiene un alto punto de fusión y una gran dureza permanece como una materia granular después del laminado en caliente, y después del laminado en frío, los granos duros que han sido triturados hasta cierto punto permanecen y se alinean en la dirección del laminado. Por lo tanto, se considera que las características de resistencia a la fatiga del material de chapa fina pueden mejorarse suprimiendo significativamente la formación de la inclusión dura no metálica de este tipo. Sin embargo, para proporcionar un nivel de resistencia considerablemente elevado a las especies de acero del tipo de formación de martensita inducida por deformación, es necesario un contenido en Si en una gran cantidad que exceda el 2% en masa. Cuando el contenido de Si en el acero se incrementa de esta manera, es considerablemente difícil suprimir la formación de la inclusión dura no metálica. Como se describe en la patente japonesa N° 5.212.581, incluso si se aplica una medida tal que no se añada Al, y se añade una aleación de Fe-Si con un pequeño contenido de Al, las características de resistencia a la fatiga del material de chapa fina no pueden mejorarse de forma estable.

La invención consiste en lograr, en los centros de producción en masa, un material de chapa fina con un espesor de 20 a 500 μm que tenga un modo de distribución de una inclusión no metálica que sea eficaz para mejorar las características de resistencia a la fatiga, en un acero inoxidable del tipo de formación de martensita inducida por deformación que tenga un gran contenido de Si.

Solución del problema

Como resultado de las detalladas investigaciones de los inventores, se ha descubierto que en una especie de acero inoxidable de gran contenido en Si del tipo de formación de martensita inducida por deformación, para mejorar las características de resistencia a la fatiga en el uso como material de resorte de chapa fina, es considerablemente efectivo disminuir la cantidad de una inclusión basada en TiN y una inclusión basada en espinela que contiene uno o superior de Al y Mg, cada una con un diámetro equivalente a un círculo de 6,0 μm o superior presente en la chapa de acero laminado en caliente. También se ha comprobado que la disminución de las inclusiones gruesas puede lograrse en la operación de producción en masa mediante la gestión estricta de la incorporación de Ti y Al desde el aditamento del recipiente que contiene el acero fundido, la materia prima auxiliar y la escoria que forma el flujo, y el control de la basicidad de la escoria final formada después de la adición de Si a un rango inferior al rango ordinario. Cuando la chapa de acero laminado en caliente se forma en una chapa fina mediante un proceso de laminación en frío, las inclusiones en la chapa fina tienen una forma de existencia que es considerablemente ventajosa para la mejora de las características de resistencia a la fatiga. La invención se ha realizado en base a los conocimientos.

De acuerdo con la presente invención, se proporciona una chapa de acero inoxidable y un procedimiento de producción de una chapa de acero inoxidable como se establece en las reivindicaciones 1 y 5, respectivamente.

Otras incorporaciones se revelan, entre otras cosas, en las reivindicaciones dependientes. Para lograr el objeto, la invención proporciona, entre otras cosas, una chapa de acero inoxidable: con un espesor de chapa de 20 a 500 μm; con una composición química que contiene, en términos de porcentaje en masa, de 0,010 a 0,200% de C, más de 2,00% y 4,00% o menos de Si, de 0,01 a 3,00% de Mn, 3,00% o más y menos de 10,00% de Ni, de 11,00 a 20,00% de Cr, de 0,010 a 0,200% de N, de 0 a 3,00% de Mo, de 0 a 1,00% de Cu, de 0,001 a 0,008% de Ti, de 0,001 a 0,008% de Al, 0,040% o menos de P, 0,002% o menos de S, 0 a 0,002% de Mg, y el resto de Fe, con impurezas inevitables; y teniendo, con la suposición de que en una sección transversal (sección transversal L) en paralelo a una dirección de laminación y una dirección de espesor de la chapa, un grupo de partículas de inclusión no metálicas que se alinean con una distancia interpartícula en la dirección de laminación de 20 μm o menor (es decir de 0 a 20 μm) y una distancia entre partículas en la dirección del espesor de la chapa de 10 μm o menor (es decir, de 0 a 10 μm) es una inclusión no metálica, una densidad numérica de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 μm o superior de 3,0 o menos por milímetro cuadrado en la sección transversal L.

En este caso, la distancia interpartícula (μm) en la dirección de laminación de dos partículas que aparecen en la sección transversal L es la distancia (μm) en la dirección de laminación entre las áreas en la dirección de laminación donde las partículas están presentes respectivamente en el caso de que las áreas en la dirección de laminación no se superpongan entre sí, o es de $0 \mu\text{m}$ en el caso de que las áreas se superpongan entre sí. Análogamente, la distancia entre partículas (μm) en la dirección del espesor de la chapa de dos partículas que aparecen en la sección transversal L es la distancia (μm) en la dirección del espesor de la chapa entre las áreas en la dirección del espesor de la chapa donde las partículas están presentes respectivamente en el caso de que las áreas en la dirección del espesor de la chapa no se superpongan entre sí, o es de $0 \mu\text{m}$ en el caso de que las áreas se superpongan entre sí. Las dos partículas que tienen una distancia interparticular en la dirección de laminación de $20 \mu\text{m}$ o menor y una distancia interparticular en la dirección del espesor de la chapa de $10 \mu\text{m}$ o menor pertenecen al mismo "grupo".

En la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de $40 \mu\text{m}$ o superior, ejemplos de ello que ejercen una influencia particularmente grande en las características de resistencia a la fatiga incluyen un material que contiene uno o dos de los incisos i) y ii): i) Una partícula de inclusión basada en el TiN y ii) Una partícula de inclusión basada en la espinela que contiene uno o más de Al y Mg.

El contenido de Ti es el contenido total de Ti en el acero incluyendo el Ti que está presente como inclusión. Del mismo modo, el contenido de Al es el contenido total de Al en el acero incluyendo Al que está presente como una inclusión.

La densidad numérica de la inclusión puede medirse observando un plano de observación obtenido mediante el pulido de espejo de la sección transversal L con un MEB (microscopio electrónico de barrido). La discriminación en cuanto al tipo de inclusión entre la inclusión basada en el TiN y la inclusión basada en espinela que contiene uno o más de Al y Mg puede hacerse, por ejemplo, mediante un análisis elemental con un EDX (espectrometría de rayos X dispersiva de energía) acoplado al MEB.

En la figura 1 se muestra un ejemplo de la micrografía SEM de la inclusión que aparece en la sección transversal L de la chapa de acero laminado en frío convencional con un grosor de $120 \mu\text{m}$ (Ejemplo convencional N° 1 descrito más adelante). La dirección horizontal de la figura concuerda con la dirección de laminación, y la dirección vertical de la figura concuerda con la dirección del espesor de la chapa. Los grupos de partículas de inclusión no metálicas que se alinean sustancialmente a lo largo de la dirección de laminación aparecen en dos posiciones (A) y (B). La distancia interparticular en la dirección del espesor de la chapa entre las partículas próximas de los grupos (A) y (B) se muestra en el símbolo S de la figura 1. La distancia interpartícula en la dirección del espesor de la chapa S supera los $10 \mu\text{m}$ y, por lo tanto, tomando como objetivo todas las partículas de los grupos (A) y (B), las partículas no corresponden al "grupo de partículas de inclusión no metálicas que se alinean con una distancia interpartícula en la dirección de laminación de $20 \mu\text{m}$ o menor y una distancia interpartícula en la dirección del espesor de la chapa de $10 \mu\text{m}$ o menor". Tomando como objetivo sólo las partículas del grupo (A), todas las partículas constitutivas tienen cada una una distancia interparticular en la dirección de laminación de $20 \mu\text{m}$ o menor y una distancia interparticular en la dirección del espesor de la chapa de $10 \mu\text{m}$ o menor con respecto a por lo menos una de las otras partículas, y por lo tanto las partículas que constituyen el grupo (A) corresponden al "grupo de partículas de inclusión no metálicas que se alinean con una distancia interparticular en la dirección de laminación de $20 \mu\text{m}$ o menos y una distancia interparticular en la dirección del espesor de la chapa de $10 \mu\text{m}$ o menor". Por consiguiente, se supone que las partículas que constituyen el grupo (A) son una inclusión no metálica. Análogamente, se supone que las partículas que constituyen el grupo (B) también son una inclusión no metálica. Por consiguiente, en la Fig. 1 hay dos inclusiones no metálicas, y las longitudes en la dirección de laminación de las mismas se muestran por L_A y L_B , respectivamente, en la Fig. 1. En este caso, L_A es de $40 \mu\text{m}$ o superior, y por lo tanto en las dos inclusiones no metálicas, la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación L_A corresponde a la "inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de $40 \mu\text{m}$ o superior".

Como resultado de un análisis EDX, estas inclusiones no metálicas son cada una una inclusión basada en el TiN.

La Fig. 2 muestra un ejemplo de la micrografía SEM de la inclusión que aparece en la sección transversal L de la chapa de acero laminado en frío con un espesor de $120 \mu\text{m}$ según la invención (Ejemplo de invención N° 5 descrito más adelante) en un campo de visión diferente al de la Fig. 1. La dirección horizontal de la figura concuerda con la dirección de laminación, y la dirección vertical de la figura concuerda con la dirección del espesor de la chapa. Las partículas de inclusión no metálicas presentes en forma de alineación en la Fig. 2 corresponden al "grupo de partículas de inclusión no metálicas que se alinean con una distancia entre partículas en la dirección de laminación de $20 \mu\text{m}$ o menor y una distancia entre partículas en la dirección del espesor de la chapa de $10 \mu\text{m}$ o menor", por lo que se supone que las partículas de inclusión no metálicas son una inclusión no metálica. La inclusión no metálica tiene una longitud en la dirección de laminación que excede ligeramente de $40 \mu\text{m}$, y por lo tanto corresponde a la "inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de $40 \mu\text{m}$ o superior".

Como resultado de un análisis EDX, cada una de estas inclusiones no metálicas es una inclusión basada en el TiN.

La densidad numérica de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de $40 \mu\text{m}$ o superior en la sección transversal L de la chapa de acero puede obtenerse de la siguiente manera.

Procedimiento de medición de la densidad del número de inclusiones no metálicas que tiene una longitud en dirección de laminación de 40 µm o superior

5 El plano de observación obtenido por pulido de espejo de la sección transversal (sección transversal L) en paralelo a la dirección de laminación y a la dirección del espesor de la chapa de acero se observa con un SEM. Se determina arbitrariamente un campo de medición que tiene una longitud en la dirección de laminación de 100 µm o superior y una longitud en la dirección del espesor de la chapa de la longitud total en la dirección del espesor de la chapa, y en todas las "inclusiones no metálicas que tienen una longitud en la dirección de laminación de 40 µm o superior" que están presentes total o parcialmente en el campo de medición, se cuenta el número de inclusiones que están presentes totalmente en el campo de medición y la inclusiones que sobresalen parcialmente fuera del campo de medición pero están presentes en el campo de medición con una mitad o más de ellas en la dirección de laminación presentes en el campo de medición. Esta operación se realiza para un campo de medición o dos o más campos de medición que no se superponen entre sí hasta que la superficie total de los campos de medición alcanza 10 mm² o superior, y el valor obtenido al dividir la suma de los números contados para los campos de medición por la superficie total de los campos de medición se designa como la "densidad de números (por milímetro cuadrado) de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 µm o superior".

15 En el paso de chapa de acero laminada en caliente, la densidad numérica total de la inclusión basada en TiN y la inclusión basada en espinela que contiene uno o más de Al y Mg, cada una con un diámetro equivalente a un círculo de 6,0 µm o superior en la sección transversal L es preferentemente de 0,05 o menor por milímetro cuadrado.

20 El diámetro equivalente del círculo es el diámetro de la partícula convertido en el diámetro del círculo que tiene la misma área que el área proyectada de la partícula de inclusión que aparece en la superficie de observación. Los diámetros equivalentes del círculo de cada una de las partículas de inclusión pueden ser calculados, por ejemplo, mediante el procesamiento de imágenes por ordenador de una micrografía SEM de la inclusión. La densidad numérica de la inclusión en la chapa de acero laminado en caliente puede obtenerse de la siguiente manera.

Procedimiento de medición de la densidad numérica de inclusión en la chapa de acero laminado en caliente

25 El plano de observación obtenido por pulido de espejo de la sección transversal (sección transversal L) en paralelo a la dirección de laminación y a la dirección del espesor de la chapa de acero se observa con un SEM. Se determina un campo de medición rectangular en un campo de visión seleccionado al azar, y en todas las partículas de inclusión observadas en el campo de visión que son una inclusión basada en TiN o una inclusión basada en espinela que contiene uno o más de Al y Mg y que tienen un diámetro equivalente a un círculo de 6,0 µm o superior, se cuenta el número de partículas que están presentes en su totalidad en el campo de medición y las partículas que sobresalen parcialmente fuera del campo de medición pero que están presentes en el campo de medición con la mitad o más de la superficie de la partícula presente en el campo de medición. Esta operación se realiza para campos de vista plurales que no se superponen entre sí hasta que el área total de los campos de medición alcanza los 200 mm² o superior, y el valor obtenido al dividir la suma de los números contados para los campos de vista por el área total de los campos de medición se designa como la "densidad numérica total (por milímetro cuadrado) de la inclusión basada en el TiN y la inclusión basada en espinela que contiene uno o más de Al y Mg, cada uno de los cuales tiene un diámetro equivalente a un círculo de 6,0 µm o superior".

40 Con la chapa de acero laminado en caliente que muestra la mencionada distribución de inclusiones, un material de chapa fina obtenido de ella mediante un posterior laminado en frío proporciona la mencionada distribución de inclusiones prescrita, proporcionando un efecto de mejora significativa de las características de resistencia a la fatiga. Como el material de chapa fina, ejemplos de ello que son particularmente preferentes incluyen un material de chapa fina que tiene una resistencia a la tracción en la dirección de laminación de 2.000 N/mm² o superior. La chapa de acero obtenida por laminación en frío de la chapa de acero laminado caliente habiendo composición antes mencionada tiene una estructura mixta de una fase martensítica y una fase austenítica con una matriz con deformación inducida (material de base de metal).

45 Como procedimiento de producción de la mencionada chapa de acero, se proporciona un procedimiento de producción de una chapa de acero inoxidable que contiene:

50 un paso de proporcionar un acero fundido que tiene la composición química mencionada anteriormente, de tal manera que un componente de control al añadir una materia prima y un fundente formador escoria auxiliar a un acero fundido con un contenido de C del 0,20% o menor con una escoria de óxido de Cr- en la superficie de acero después de someter a un proceso de decarburization al soplar oxígeno a un hierro fundido que contiene C, un contenedor que alberga el acero fundido, la materia prima auxiliar, y el fundente formador de la escoria es seleccionado para hacer un contenido de Ti en el acero fundido de 0,008% en masa o menor y un contenido de Al en el mismo de 0,008% en masa o menor, al menos una aleación Fe-Si como materia prima auxiliar se disuelve en el acero fundido para realizar la desoxidación, reducción y recuperación del Cr de la escoria en el acero fundido, y el control del contenido de Si en el acero, y se añade un fundente formador de escoria que contiene Ca para controlar la basicidad de la escoria (es decir una relación de masa de CaO/SiO₂) a partir de 1,3 a 1,5;

un paso de proporcionar una pieza colada al colar el acero fundido obtenido en el paso anterior;

un paso de proporcionar una chapa de acero laminado en caliente sometiendo la pieza colada a un trabajo en caliente, incluyendo al menos el laminado en caliente; y

5 un paso para proporcionar una chapa de acero laminado en frío con un espesor de 20 a 500 μm sometiendo la chapa de acero laminado en caliente a un recocido y laminado en frío una o más veces.

En este caso, la operación "seleccionando el recipiente que contiene el acero fundido, la materia prima auxiliar y el fundente de formación de escoria utilizado para hacer un contenido de Ti en el acero fundido de 0,008% en masa o menor y un contenido de Al en el mismo de 0,008% en masa o menor" significa que se utiliza el recipiente que contiene el acero fundido con una pequeña cantidad de aditamento o sin aditamento, y se utiliza la materia prima auxiliar y el fundente para la formación de escoria con un contenido de impurezas manejado a un nivel bajo, a fin de evitar que el contenido de Ti en el acero fundido exceda de 0,008% en masa y para evitar que el contenido de Al en el mismo exceda del 0,008% en masa, debido a que el Ti y el Al incorporados desde el aditamento del recipiente que contiene el acero fundido, la materia prima auxiliar y el fundente formador de escoria en el acero fundido. Se puede suponer que el acero fundido en el paso posterior al proceso de descarburización mediante el soplado de oxígeno en el hierro fundido que contiene Cr tiene un contenido de Ti y Al sustancialmente nulo. Por lo tanto, un acero con un contenido de Ti de 0 a 0,008% y un contenido de Al de 0 a 0,008% puede obtenerse impidiendo o disminuyendo en la medida de lo posible la incorporación del mismo desde el exterior.

El recipiente que contiene el acero fundido, la materia prima auxiliar y el fundente de formación de escoria utilizado se seleccionan preferentemente para hacer un contenido de Ti en el acero fundido de 0,006% en masa o menor y un contenido de Al en el mismo de 0,006% en masa o menor.

Ejemplos específicos del contenedor que alberga el acero fundido incluyen un recipiente de refinado y un balde que están revestidos de un refractario. El balde puede ser usado directamente como el recipiente de refinación. El recipiente que alberga el acero fundido utilizado es preferentemente un recipiente que tiene un refractario que constituye la superficie interior del recipiente que no se utiliza para albergar un acero fundido (es decir, un nuevo balde).

La aleación Fe-Si utilizada preferentemente tiene un contenido de Al de 0,05% en masa o menor, y un contenido de Ti de 0,05% en masa o menor.

Si bien el contenido de Mg, que es un elemento que forma la inclusión a base de espinela, en el acero no está particularmente definido, se ha confirmado que el contenido de Mg puede disminuirse hasta un nivel que no cause problemas mediante la selección mencionada del recipiente que contiene el acero fundido, la materia prima auxiliar y el fundente de formación de escoria eficaz para disminuir el contenido de Ti y Al. En este caso, el contenido total de Mg en el acero puede ser de 0,002% en masa o menor.

La chapa de acero laminado en frío puede someterse a un tratamiento de envejecimiento y, por tanto, proporcionar una chapa de acero con una estructura mixta de una fase martensítica inducida por deformación y una fase austenítica para la matriz (material base del metal) y una resistencia a la tracción en la dirección de laminación, por ejemplo, de 2.000 N/mm² o superior.

Efectos ventajosos de la invención

Según la invención, en una operación de producción en masa puede lograrse un material de chapa fina con un número significativamente menor de inclusiones duras no metálicas que tengan una gran longitud en la dirección de laminación en una especie de acero inoxidable de gran contenido en Si del tipo de formación de martensita inducida por deformación. Las especies de acero inoxidable con gran contenido de Si de este tipo pueden exhibir un nivel máximo de resistencia entre las especies de acero inoxidable, y se han utilizado principalmente para fines tales como una chapa de sierra ID. El material de chapa fina puede ser mejorado en las características de resistencia a la fatiga por el control de inclusión según la invención, y por lo tanto el material de chapa fina puede ser aplicado al propósito de un material de resorte de chapa fina. Por consiguiente, la invención puede contribuir a la reducción de tamaño ulterior del componente del resorte de chapa fina utilizado en dispositivos electrónicos y similares mediante la utilización de las características de alta resistencia inherentes a la especie de acero.

Breve descripción de los dibujos

La Fig. 1 es la micrografía SEM de la inclusión no metálica que aparece en la sección transversal L de la chapa de acero laminado en frío del Ejemplo Convencional No. 1.

La figura 2 es la micrografía SEM de la inclusión no metálica que aparece en la sección transversal L de la chapa de acero laminado en frío del Ejemplo de Invención No. 5.

La Fig. 3 es la micrografía SEM de la típica inclusión basada en TiN observada en la sección transversal L de la chapa de acero laminado en caliente del Ejemplo Convencional No. 4.

La Fig. 4 es la micrografía SEM de la típica inclusión basada en TiN observada en la sección transversal L de la chapa de acero laminado en caliente de la Invención Ejemplo No. 5.

Descripción de las realizaciones

Composición química

5 El porcentaje de la composición química es el porcentaje en masa, a menos que se indique lo contrario.

La invención apunta a un acero que tiene la siguiente composición química (A).

10 A) En términos de porcentaje en masa, del 0,010 al 0,200% de C, más del 2,00% y el 4,00% o menor de Si, del 0,01 al 3,00% de Mn, el 3,00% o superior y menos del 10,00% de Ni, del 11,00 a 20,00% de Cr, de 0,010 a 0,200% de N, de 0 a 3,00% de Mo, de 0 a 1,00% de Cu, de 0 a 0,008% de Ti, de 0 a 0,008% de Al, y el resto de Fe, con impurezas inevitables.

15 Las especies de acero que tienen la composición forma martensita inducida por deformación y se incrementa su resistencia en el laminado en frío. Además, en el posterior tratamiento de envejecimiento, los átomos del soluto, como el C y el N, forman una atmósfera de Cottrell principalmente en la fase martensítica para fijar la dislocación, lo que provoca una función de aumento de la resistencia (envejecimiento por deformación plástica). Además, el Si presente en gran cantidad en el acero proporciona un endurecimiento de la solución sólida de la fase martensítica y de la fase austenítica residual, lo que contribuye a mejorar la resistencia.

20 En la invención, para proporcionar suficientemente el beneficio de la mencionada función de mejora de la resistencia del Si, se apunta a un acero con un contenido de Si superior al 2,00%. Sin embargo, con un contenido de Si excesivamente grande, tales problemas que las grietas de trabajo caliente tienden a ocurrir, y el similar puede ser conspicuo. En este caso, el contenido de Si se limita a un 4,00% o menor.

El C es un elemento que forma una fase austenítica y es necesario para el endurecimiento del acero. Sin embargo, una cantidad excesiva de C puede causar el deterioro de la resistencia a la corrosión y la dureza. En la invención, se apunta a un acero con un contenido de C de entre 0,010 y 0,200%, y particularmente en el caso de que se apunte a una alta resistencia, el contenido de C es ventajoso en un rango de entre 0,050 y 0,100%.

25 El N es un elemento que forma una fase austenítica y es necesario para endurecer el acero. Sin embargo, una cantidad excesiva de N puede ser un factor que promueva la formación de una inclusión basada en TiN. En la invención, se apunta a un acero con un contenido de N de entre 0,010 y 0,200%. Con este rango, la distribución del diámetro de las partículas de la inclusión basada en TiN puede ser optimizada al rango definido en la invención por el procedimiento de producción de supresión de la incorporación de Ti descrito más adelante. El rango preferente del contenido de N es de 0,050 a 0,085%.

30 El Mn es un elemento con el cual la estabilidad de la austenita puede ser fácilmente controlada controlando su contenido, y el contenido de la misma se controla en un rango de 0,01 a 3,00%. Una gran cantidad de Mn contenido puede impedir que se induzca la fase martensítica inducida por deformación. El contenido de Mn se controla preferentemente en un rango de 1,00% o menor, y puede ser manejado a un rango de 0,50% o menor.

35 El Ni es un elemento que forma una fase austenítica, y su contenido de 3,00% o superior se asegura para proporcionar una fase austenítica metaestable a temperatura ordinaria. Un contenido demasiado grande de Ni puede impedir la fase martensítica inducida por deformación sea inducida, y por lo tanto el contenido de Ni es inferior al 10,00%. El contenido de Ni es más preferible de 7,00 a 9,50%.

40 El Cr es un elemento necesario para asegurar la resistencia a la corrosión. En la invención, se apunta a un acero con un contenido de Cr de entre 11,00 y 20,00%. El Cr es un elemento que forma una fase de ferrita, y con una mayor cantidad de la misma que excede el rango anterior, una estructura de austenita de una sola fase puede no ser obtenida a una alta temperatura en algunos casos. El rango preferente del contenido de Cr es de 12,00 a 15,00%.

45 El Mo puede ser contenido dependiendo de la necesidad ya que el Mo tiene una función que mejora la resistencia a la corrosión, y también tiene una función que contribuye al endurecimiento a través de la formación de un precipitado de Mo en el tratamiento de envejecimiento y evitando que la estructura endurecida en el laminado en frío se suavice en el tratamiento de envejecimiento. Para proporcionar suficientemente el beneficio de las funciones, es preferible asegurar un contenido de Mo del 1,0% o superior. En el caso de que se pretenda un nivel de resistencia con una resistencia a la tracción en la dirección de laminación de 2.000 N/mm² o superior, es extremadamente efectivo que el Mo esté contenido en una cantidad de 2,00% o superior. Sin embargo, una cantidad demasiado grande de Mo contenida puede causar la formación de una fase de ferrita δ a alta temperatura, y por lo tanto, en el caso de que se contenga Mo, su contenido está en un rango de 3,00% o menor, y puede ser manejado a un rango de 2,50% o menor.

50 El Cu puede ser contenido dependiendo de la necesidad ya que el Cu tiene una función que aumenta la fuerza a través de la acción mutua con el Si en el tratamiento del envejecimiento. En este caso, el contenido de Cu es

preferentemente de 0,01% o superior. Un contenido demasiado grande de Cu puede ser un factor que disminuya la capacidad de trabajar en caliente. En el caso de que el Cu esté contenido, su contenido está en un rango de 1,00% o menor.

5 El Ti es un elemento que forma una inclusión basada en el TiN, y el contenido de Ti es necesariamente suprimido a un nivel bajo particularmente en un acero de gran contenido de Si, en el cual el TiN se forma fácilmente. Como resultado de las diversas investigaciones, el contenido de Ti es necesariamente 0,008% o menor, y es preferentemente 0,006% en masa o menor. El contenido de Ti es preferentemente tan pequeño como sea posible, pero en vista del costo en una operación de producción en masa, es racional que el contenido de Ti esté en un rango de 0,001% o superior.

10 El Al es un factor que genera una inclusión basada en espinela a través de la formación de Al_2O_3 , y el contenido de Al es necesariamente suprimido a un nivel bajo particularmente en un acero fundido de un gran acero con contenido de Si, en el cual el Al_2O_3 se forma fácilmente. En la invención, el contenido de Al es preferentemente tan pequeño como sea posible. Como resultado de las diversas investigaciones, el contenido de Al es necesariamente 0,008% o menor, y es preferentemente 0,006% en masa o menor. El contenido de Al es preferentemente tan pequeño como sea posible, pero en vista del costo en una operación de producción en masa, es racional que el contenido de Al esté en un rango de 0,001% o superior. Sin embargo, incluso con un contenido de Al en el rango mencionado, puede ser difícil hacer establemente la distribución del diámetro de las partículas de la inclusión basada en espinela dentro del rango definido en la invención, a menos que la basicidad de la escoria después de la adición de Si se optimice como se describe más adelante.

20 Como las impurezas inevitables, se considera preferente que el contenido de P sea de 0,040% o menor, y el de S de 0,002% o menor, y también se considera preferente que el contenido de Mg sea de 0 a 0,002%.

Para controlar la facilidad de la formación de la fase martensítica inducida por deformación en el laminado en frío, el valor Md_{30} definido por la siguiente expresión (1) se encuentra preferentemente en un rango de -50 a 0.

$$Md_{30} = 551 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 29(Ni+Cu) - 18,5Mo \quad (1)$$

25 En este caso, los símbolos de los elementos en la expresión (1) representan cada uno el contenido del elemento correspondiente en términos de porcentaje en masa.

Inclusión no metálica

30 La inclusión no metálica presente en el acero se clasifica aproximadamente en un tipo blando con un punto de fusión bajo y un tipo duro con un punto de fusión alto. En el acero objeto de la invención, el primer tipo blando es principalmente un material basado en $CaO-SiO_2$. La inclusión del tipo blando se extiende en la dirección de laminación en el laminado en caliente ya que está en estado líquido a la temperatura de laminación en caliente, y luego se colapsa y se dispersa finamente en el subsiguiente laminado en frío. La inclusión de tipo blando de este tipo no ejerce prácticamente ningún efecto adverso sobre las características de resistencia a la fatiga del material de chapa fina.

35 Lo que se convierte en un problema es la última inclusión dura. La inclusión de este tipo permanece como un material granular después del laminado en caliente, y después del laminado en frío, las partículas duras que han sido trituradas hasta cierto punto permanecen en forma de alineación en la dirección del laminado. La proporción de la longitud en la dirección del espesor de la chapa de la inclusión ocupada en el espesor de la chapa aumenta con el menor espesor de la misma, y las partículas de inclusión tienden a funcionar como un punto de partida y un camino de propagación de las grietas debido a la concentración de tensión alrededor de las partículas de inclusión. Se ha encontrado que la inclusión de tipo duro que se convierte en un problema en el acero objeto de la invención es una inclusión basada en TiN y una inclusión basada en espinela que contiene uno o más de Al y Mg. En particular, la inclusión basada en TiN tiene una tendencia de crecimiento asociada con la disminución de la solubilidad del Ti en el proceso donde la temperatura del acero fundido se reduce en la colada, y por lo tanto tiende a convertirse en un problema.

45 De acuerdo con las investigaciones de los inventores, cuando la relación de números de la inclusión basada en TiN y la inclusión basada en espinela descrita anteriormente que tienen un diámetro equivalente a un círculo de $6,0 \mu m$ o superior se reduce en el paso de la chapa de acero laminado en caliente, el modo de distribución de la inclusión que es ventajoso para mejorar las características de resistencia a la fatiga al recibir repetidamente una deformación elástica puede obtenerse en forma de un material de chapa fina que tenga un espesor de chapa, por ejemplo, de 20 a $500 \mu m$. Concretamente, es sumamente ventajoso proporcionar un estado de estructura en el paso de la chapa de acero laminado en caliente, en la que la densidad numérica total de la inclusión basada en TiN y la inclusión basada en espinela que contiene uno o más de Al y Mg, cada una de las cuales tiene un diámetro equivalente a un círculo de $6,0 \mu m$ o superior en la sección transversal en paralelo a la dirección de laminación y la dirección del espesor de la chapa (sección transversal L) es de 0,05 o menor por milímetro cuadrado.

Ejemplos del estado de estructura más preferente de la chapa de acero laminado en caliente se incluye una estructura metálica en la que, además de la disposición mencionada de la densidad numérica, el diámetro máximo de las partículas del diámetro equivalente del círculo de la inclusión basada en el TiN y la inclusión basada en la espinela que contiene uno o más de Al y Mg en la sección transversal L es de 10,0 μm o menor. En este caso, el área de medición de la sección transversal L para determinar el diámetro máximo de la partícula es suficiente para ser de 200 mm^2 o superior.

Se ha encontrado que en un material de chapa fina con un espesor de 20 a 500 μm , la densidad numérica de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 μm o superior es particularmente eficaz 3,0 o menor por milímetro cuadrado en la sección transversal L para mejorar las características de resistencia a la fatiga al recibir repetidamente una deformación elástica. En este caso, se supone que un grupo de partículas de inclusión no metálicas que se alinean con una distancia entre partículas en la dirección de laminación de 20 μm o menor y una distancia entre partículas en la dirección del espesor de la chapa de 10 μm o menor es una inclusión no metálica, como se describe en lo anterior.

En cuanto a las características de resistencia a la fatiga, las partículas de inclusión adyacentes que se alinean estrechamente entre sí en cierta medida funcionan como un punto de partida de la aparición de grietas, de manera similar al caso en que las partículas están presentes como un grupo continuo de partículas. Como resultado de las diversas investigaciones, un grupo de partículas formado por partículas de inclusión plurales no metálicas que se alinean mientras mantienen una distancia entre partículas en la dirección de laminación de 20 μm o menor y una distancia entre partículas en la dirección del espesor de la chapa de 10 μm o menor (que se supone que es una inclusión no metálica), particularmente teniendo una longitud en la dirección de laminación de 40 μm o superior, tiende a ser un punto de partida de las grietas en la aplicación repetida de la deformación elástica en el acero de alta resistencia como objetivo de la invención. Sin embargo, incluso con la inclusión no metálica de este tipo, las características de resistencia a la fatiga pueden mejorarse disminuyendo su densidad numérica a 3,0 o menor por milímetro cuadrado en la sección transversal L. Se estima que el mecanismo para ello es que en el caso de que la densidad de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 μm o superior disminuya suficientemente, se impide que la inclusión no metálica ejerza una función como una trayectoria de propagación de las grietas.

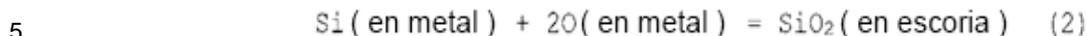
La densidad numérica de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 μm o superior en la sección transversal L que es lo más baja posible es ventajosa para mejorar las características de resistencia a la fatiga del material de chapa fina. En el caso de que un acero se fabrique utilizando materias primas de gran pureza sin utilizar desechos, por ejemplo, con un horno de fusión experimental, se considera que se puede producir un material de chapa fina que contenga una cantidad extremadamente pequeña de una inclusión no metálica. Sin embargo, en el caso de que se fabrique una chapa de acero de un espesor de 20 a 500 μm en centros de producción en masa, la prevención completa de la formación de la inclusión no metálica con una longitud en la dirección de laminación de 40 μm o superior aumenta la carga en la fabricación de acero, lo que conlleva un aumento del costo. Por lo tanto, es racional que en el material de chapa fina que tiene un espesor de 20 a 500 μm , la densidad numérica de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 μm o superior esté en un rango de 0,1 a 3,0 por milímetro cuadrado en la sección transversal L.

Procedimiento de producción

La chapa de acero inoxidable que tiene la distribución de tamaño de partícula optimizada de la inclusión dura no metálica descrita anteriormente puede ser producida utilizando un equipo de fabricación ordinario para un acero inoxidable. Ejemplos representativos de ello incluyen un proceso de VOD y un proceso de AOD. En cualquier proceso, se produce en primer lugar un acero fundido con un contenido de C de 0,20% o menor que tiene una escoria que contiene óxido de Cr en una superficie de acero fundido después de someterlo a un proceso de descarburización por soplado de oxígeno en un hierro fundido que contiene Cr. El proceso de fabricación del acero hasta este paso puede realizarse según el procedimiento ordinario, excepto que se selecciona un recipiente de este tipo como el que alberga el acero fundido que el Ti y el Al no están sustancial o completamente incorporados de un aditamento y similares del recipiente.

El acero fundido en este paso es el acero fundido que ha sido sometido a descarburación por soplado de oxígeno, y por lo tanto los elementos fácilmente oxidables, Ti, Al, Mg y Si, se oxidan y eliminan sustancialmente. Es decir, el Ti, Al, Mg y Si no están presentes en el acero fundido. Además, una parte del Cr, que está contenida en gran cantidad en el acero fundido, se oxida para formar una escoria como óxido de Cr en la superficie del acero fundido. La escoria formada principalmente por un óxido de Cr contiene óxidos de Ti, Al, Mg y Si que han sido eliminados del acero fundido. El acero fundido también contiene una gran cantidad de oxígeno disuelto en el mismo habiendo sido soplado para la descarburización. Por consiguiente, la desoxidación se realiza necesariamente antes del colado. En la invención, el Si es necesariamente contenido en el acero para producir un acero con gran contenido en Si con un contenido en Si que excede el 2,00%. Además, es deseable realizar un proceso de retorno del Cr que escapa del acero fundido en la descarburización de la escoria al acero (reducción y recuperación del Cr). En la invención, por consiguiente, la "desoxidación", el "control del contenido de Si" y la "reducción y recuperación del Cr" se realizan a la vez añadiendo una aleación de Fe-Si al acero fundido. Además, el control de los componentes se realiza añadiendo otras materias primas auxiliares en función de la necesidad.

Controlando el contenido de Si a más del 2,00% mediante la adición de la aleación de Fe-Si al acero fundido, la desoxidación en el acero procede con la fuente de Si añadida en gran cantidad. La concentración de oxígeno en el acero por la desoxidación se determina mediante el equilibrio químico de la reacción química de la expresión (2) siguiente.



La constante de equilibrio K se muestra en la expresión (3) que sigue a continuación.

$$K = A(\text{SiO}_2) / A(\text{Si}) / A(\text{O})^2 \quad (3)$$

En la expresión, A(X) representa la actividad del componente X. Como se entiende en la expresión (3), cuando la actividad de Si (es decir, la concentración de Si) en el acero fundido es mayor, la actividad de oxígeno (es decir, la concentración de oxígeno) en el acero fundido muestra un equilibrio en un nivel inferior. Por lo tanto, en el acero fundido que tiene una gran cantidad de la fuente de Si añadida dirigida por la invención, la concentración de oxígeno en el acero fundido se hace más pequeña que la de un pequeño acero con contenido de Si (por ejemplo, un acero ordinario, como el SUS 304).

El equilibrio químico basado en la siguiente expresión (4) se establece entre el óxido de Al en la escoria y el oxígeno en el acero fundido.



De acuerdo con el equilibrio químico, el equilibrio se mantiene aumentando la concentración de Al en el acero fundido cuando la concentración de oxígeno en el acero fundido es pequeña. La relación también se aplica al Ti y al Mg. En consecuencia, cuando la concentración de oxígeno en el acero fundido es pequeña, la concentración de Al, la concentración de Ti y la concentración de Mg en el acero fundido aumentan.

Cuando la concentración de Al y la concentración de Mg en el acero fundido son mayores, la inclusión basada en espinelas tiende a formarse y crecer. Cuando la concentración de Ti en el acero fundido es mayor, la inclusión basada en TiN tiende a formarse y crecer. Por lo tanto, para suprimir la formación y el crecimiento de las inclusiones, la disminución de la concentración de oxígeno en el acero fundido asociada al aumento de la concentración de Si en el acero fundido se suprime necesariamente tanto como sea posible. Para suprimir la disminución de la concentración de oxígeno en el acero fundido, es ventajoso que la concentración de SiO₂ en la escoria sea mayor. Por consiguiente, la invención utiliza una medida para controlar la basicidad de la escoria (es decir, la relación de masa de CaO/SiO₂) a un nivel bajo. Específicamente, se controla la cantidad de la sustancia que contiene Ca añadida como flujo de formación de escoria. El fundente de formación de escoria que se añade puede ser CaO de cal viva. El Ca también se suministra a la escoria a partir del CaF₂, que se añade como componente del fundente dependiendo de la necesidad. El Ca que se suministra desde el CaF₂ se convierte en la cantidad de CaO y se añade al valor de CaO utilizado para calcular la basicidad. Como resultado de las diversas investigaciones, se ha encontrado que es eficaz hacer una basicidad de la escoria en un rango de 1,3 o superior y 1,5 o menor en la escoria presente en la superficie del acero fundido después de completar la adición de la aleación Fe-Si. La basicidad de la escoria es preferentemente 1,3 o superior y 1,45 o menor, y además preferentemente 1,3 o superior y 1,4 o menor. Con una basicidad de escoria más pequeña, se suprime la disminución de la concentración de oxígeno en el acero fundido, y se impide que el Ti, el Al y el Mg se incorporen al acero fundido a partir de la escoria. Sin embargo, con una basicidad de escoria demasiado pequeña, otras inclusiones, como el Cr₂O₃, se forman en gran cantidad. La capacidad de desulfuración también se reduce. Por lo tanto, es extremadamente eficaz para controlar la basicidad final de la escoria a un rango que no es inferior a 1,3.

Como se ha descrito anteriormente, el acero fundido que ha sido sometido a la descarburización por soplado de oxígeno no contiene sustancialmente Ti, Al y Mg, y estos elementos están presentes como óxidos en la escoria formada principalmente por óxido de Cr. El Ti, Al, y Mg en la escoria incluyen los incorporados de las materias primas y el refractario y los incorporados de una escoria, un metal, y los similares del lote anterior unido a las instalaciones, como un horno eléctrico y un horno convertidor. Para optimizar la distribución del diámetro de las partículas de la inclusión dura en la chapa de acero mediante el control de la basicidad de la escoria, como se ha descrito anteriormente, es necesario que se impida que el Ti, el Al y el Mg se vuelvan a incorporar después del momento en que se complete la descarburización por soplado de oxígeno, es decir, después del momento en que se añade la aleación de Fe-Si. En particular, se ha confirmado que cuando una escoria adherida en la carga anterior permanece en el recipiente que alberga el acero fundido, se tiende a formar una inclusión dura y gruesa debido a las pequeñas cantidades de Ti y Al incorporadas del aditamento. Para impedir la incorporación del mismo desde el recipiente que alberga el acero fundido, se prefiere utilizar un recipiente que tenga un refractario que constituya la superficie interior del recipiente que no se utilice para albergar un acero fundido (es decir, un nuevo balde). También se ha confirmado que una aleación de Fe-Si que se utiliza generalmente en el lugar de producción de los aceros inoxidables contiene impurezas, como Al y Ti, y el Al y el Ti que se incorporan a ella se convierten en un factor que forma una inclusión dura y gruesa. Por lo tanto, en la invención, es necesario utilizar una aleación de Fe-Si de alta pureza. Específicamente, se prefiere utilizar una aleación de Fe-Si teniendo un contenido de Al de 0,05% en masa o

menor y un contenido de Ti de 0,05% en masa o menor. También es deseable que se evite en la medida de lo posible que el Ti y el Al se incorporen de las otras materias primas auxiliares y de la escoria que forman el flujo.

Es importante que el recipiente que contiene el acero fundido, la materia prima auxiliar y el fundente de formación de escoria utilizados sean seleccionados para hacer un contenido de Ti final en el acero fundido de 0,008% en masa o menor y un contenido de Al en el mismo de 0,008% en masa o menor. En el caso de que el contenido final de Ti y el contenido final de Al en el acero superen los valores mencionados, es difícil lograr de forma estable la distribución del diámetro de las partículas de la inclusión dura prevista, aunque la basicidad de la escoria se controle de la forma mencionada. Mientras que el contenido de Mg final se controla deseablemente hasta el 0,002% en masa o menor en el acero fundido, se ha confirmado que cuando el recipiente que alberga el acero fundido, la materia prima auxiliar y el fundente de formación de escoria utilizados se seleccionan para hacer que el contenido de Ti y Al esté dentro del rango mencionado, la distribución del diámetro de partículas de la inclusión basada en espinela está en el estado previsto anteriormente, aunque el contenido de Mg en el acero no está particularmente restringido, y no se produce ningún problema.

Se considera preferente que el contenido de Ti en el acero fundido sea de 0,006% en masa o menor, y el contenido de Al en el mismo sea de 0,006% en masa o menor.

El colado puede realizarse según un procedimiento ordinario. En general, una pieza colada se obtiene por un procedimiento de colada continua. En la descripción que sigue, un material de acero obtenido por colado (es decir, un material que tiene una estructura de solidificación) se denomina pieza colada. Por consiguiente, un lingote de acero obtenido por un procedimiento de fabricación de lingotes está comprendido en la pieza colada referida en la presente memoria por conveniencia.

La pieza colada resultante se somete a un trabajo en caliente, incluyendo al menos el laminado en caliente, para obtener una chapa de acero laminado en caliente. En el caso de que se emplee el procedimiento de fabricación de lingotes, después de realizar el desbastado y la forja en caliente, se realiza la laminación en caliente. La temperatura de calentamiento en la laminación en caliente puede ser de 1.100 a 1.250°C, y el espesor de la chapa de acero laminado en caliente puede ser, por ejemplo, de 2,5 a 6,0 mm. Según las formas, se puede obtener la chapa de acero inoxidable laminada en caliente, en la que la densidad numérica total de la inclusión basada en TiN y la inclusión basada en espinela que contiene uno o más de Al y Mg, cada una de ellas con un diámetro equivalente a un círculo de 6,0 µm o superior en la sección transversal en paralelo a la dirección de laminación y la dirección del espesor de la chapa (sección transversal L) es de 0,05 o menor por milímetro cuadrado.

Posteriormente, la chapa de acero laminado en caliente se somete a recocido, laminado en frío y a un tratamiento de envejecimiento, y así se puede obtener un material de chapa fina de la chapa de acero inoxidable de alta resistencia. El paso de laminación en frío puede realizarse varias veces, incluyendo un paso de recocido intermedio. Después de cada uno de los tratamientos térmicos, se puede realizar un decapado ácido dependiendo de la necesidad. La condición para el recocido aplicado a la chapa de acero laminado en caliente (es decir, el recocido de la chapa laminada en caliente) puede ser, por ejemplo, de 1.000 a 1.100°C durante 40 a 120 segundos, la relación de reducción final de la laminación en frío (que es la relación de reducción de la laminación en frío después del último recocido intermedio en el caso de que se realice el recocido intermedio) puede ser, por ejemplo, del 40 al 70%, y la condición para el tratamiento de envejecimiento puede ser, por ejemplo, de 400 a 600°C durante 10 a 60 minutos. En el caso de un material de resorte de chapa fina, el espesor final de la chapa es, por ejemplo, preferentemente de 150 µm o menor, y más preferentemente de menos de 100 µm. Por ejemplo, se puede proporcionar un material de chapa fina con un espesor de 20 a 70 µm. Según las modalidades, se puede obtener un material de chapa fina de acero inoxidable de alta resistencia que tenga una estructura mixta de una fase martensítica inducida por deformación y una fase austenítica como matriz (material base de metal). La relación de una relación de área M de la fase martensítica inducida por deformación y una relación de área A de la fase austenítica en términos de M/A está generalmente en un rango de 30/70 a 50/50. En el material que contiene Mo en una cantidad, por ejemplo, de 2,00% o superior, se puede obtener una alta resistencia con una resistencia a la tracción en la dirección de laminación de 2.000 N/mm². En el material de chapa fina, suponiendo que un grupo de las partículas de inclusión no metálicas que se alinean con una distancia entre partículas en la dirección de laminación de 20 µm o menor y una distancia entre partículas en la dirección del espesor de la chapa de 10 µm o menor es una inclusión no metálica, se puede obtener un estado de estructura en el que la densidad numérica de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 µm o superior es de 3,0 o menor por milímetro cuadrado en la sección transversal L, y el material de chapa fina presenta buenas características de resistencia a la fatiga en la finalidad de un material de resorte, que recibe repetidamente esfuerzos elásticos.

Ejemplos

Los aceros mostrados en la Tabla 1 fueron fabricados por un proceso VOD. En cada uno de los aceros, el proceso de descarburización final por soplado de oxígeno en el hierro fundido que contiene Cr se completó en el equipo VOD, y se obtuvo un acero fundido con un contenido de C de 0,10% o menor que tenía una escoria que contenía óxido de Cr en la superficie del acero fundido. En este paso, el contenido de C es sustancialmente igual al contenido final de C que se muestra en la Tabla 1.

Tabla 1

| Clase | No. | Composición química (% en masa) | | | | | | | | | | | | Md ₃₀ |
|----------------------|-----|---------------------------------|------|------|-------|-------|------|-------|------|------|-------|-------|-------|------------------|
| | | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | Cu | N | Ti | Al | |
| Ejemplo convencional | 1 | 0,080 | 2,64 | 0,25 | 0,020 | 0,001 | 8,32 | 13,42 | 2,22 | 0,10 | 0,068 | 0,023 | 0,010 | -12,8 |
| | 2 | 0,086 | 2,74 | 0,23 | 0,020 | 0,001 | 8,25 | 13,43 | 2,22 | 0,10 | 0,066 | 0,018 | 0,010 | -13,5 |
| | 3 | 0,086 | 2,65 | 0,42 | 0,029 | 0,001 | 8,34 | 13,57 | 2,23 | 0,18 | 0,066 | 0,010 | 0,009 | -21,3 |
| | 4 | 0,072 | 2,60 | 0,28 | 0,030 | 0,001 | 8,28 | 13,71 | 2,14 | 0,07 | 0,073 | 0,010 | 0,006 | -11,7 |
| Ejemplo de Invención | 5 | 0,086 | 2,73 | 0,22 | 0,028 | 0,001 | 8,32 | 13,73 | 2,23 | 0,28 | 0,069 | 0,004 | 0,004 | -26,3 |

5 En la descarburización final en el equipo de VOD, el recipiente que contenía el acero fundido utilizado era un balde, y el mismo balde se utilizó en el proceso hasta la colada. Como el balde, un balde que había sido utilizado para fabricar un acero inoxidable que contenía Ti como la carga anterior fue utilizado para los Ejemplos Convencionales Nos. 1 y 2, un balde que había sido utilizado para fabricar un acero inoxidable sin Ti como la carga anterior fue utilizado para los Ejemplos Convencionales Nos. 3 y 4, y un balde que tenía un refractario que constituía la superficie interna del balde que no se utilizaba para alojar un acero fundido (es decir, un balde nuevo) fue utilizado para el Ejemplo de Invención No. 5.

15 Se añadió una aleación de Fe-Si al acero fundido que se había completado para la descarburización final, a fin de controlar el contenido de Si en el acero fundido hasta el valor objetivo, y para realizar la desoxidación, y la reducción y recuperación de Cr en la escoria. En este paso, el contenido de Si en el acero fundido es sustancialmente igual al contenido final de Si que se muestra en la Tabla 1. Como aleación de Fe-Si, se utilizó un material correspondiente al ferrosilicio No. 2 definido en el JIS G2302:1998 para los ejemplos convencionales Nos. 1 a 4. Como resultado del análisis, el material correspondiente al ferrosilicio No. 2 contenía aproximadamente 1,0% en masa de Al, aproximadamente 0,07% en masa de Mg, y aproximadamente 0,08% en masa de Ti, mientras que había cierta fluctuación según el lote de productos. Por otra parte, para el ejemplo de la invención N° 5 se utilizó una aleación de Fe-Si de alta calidad con un contenido de Al extremadamente reducido. Como resultado del análisis, los contenidos de Al, Mg y Ti de la aleación de Fe-Si de alta calidad fueron del 0,009% en masa para el Al, menos del 0,001% en masa para el Mg y del 0,012% en masa para el Ti.

Después de la adición de la aleación de Fe-Si, se añadió cal viva industrial (CaO) como fundente para la escoria. A continuación, la escoria se recogió y se sometió a un análisis de composición. Como resultado, la basicidad de la escoria fue de 1,60 a 1,65 para los ejemplos convencionales Nos. 1 a 4, y 1,33 para el ejemplo de la invención N° 5.

25 En cada uno de los ejemplos, el acero fundido así obtenido fue continuamente colado y sometido a laminación en caliente, de modo que se obtuvo una chapa de acero laminado en caliente con un espesor de 3,8 mm. La temperatura de calentamiento en la laminación en caliente era de 1.230°C. Para la chapa de acero laminado en caliente resultante, se observó la sección transversal L con un MEB, y de acuerdo con la mencionada sección "Procedimiento de medición de la densidad numérica de inclusión en la chapa de acero laminado en caliente", se midió la densidad numérica total de la inclusión basada en TiN y la inclusión basada en espinela que contenía uno o más de Al y Mg, cada uno con un diámetro equivalente de círculo de 6,0 µm o superior. Como resultado, la densidad numérica total fue de 0,20 a 0,45 por milímetro cuadrado para los Ejemplos Convencionales N° 1 a 4, y de 0,02 por milímetro cuadrado para el Ejemplo de Invención No. 5. Se entendió que la formación de una inclusión dura gruesa fue suprimida significativamente por el procedimiento de fabricación según la invención.

35 La Fig. 3 ejemplifica la micrografía SEM de la típica inclusión basada en TiN observada en la sección transversal L de la chapa de acero laminado en caliente del Ejemplo Convencional No. 4, y la Fig. 4 ejemplifica la micrografía SEM de la típica inclusión basada en TiN observada en la sección transversal L de la chapa de acero laminado en caliente del Ejemplo de Invención No. 5. En todas las micrografías, la dirección horizontal coincide con la dirección de laminación. El cursor de la cruz que aparece en las micrografías muestra la posición de la irradiación del haz en el análisis EDX.

Posteriormente, una muestra recogida de la chapa de acero laminado en caliente fue sometida a un recocido de chapa laminada en caliente a 1.050°C durante 60 segundos, a un laminado en frío, a un recocido intermedio a

1.050°C durante 60 segundos, a un laminado en frío y a un tratamiento de envejecimiento a 500°C durante 30 minutos, para producir un material de chapa fina con un espesor de 120 µm que tiene una estructura mixta de una fase martensítica inducida por deformación y una fase austenítica como matriz (material base del metal). En todos los materiales de chapa fina resultantes, la resistencia a la tracción en la dirección de laminación superó los 2.000 N/mm².

La sección transversal L del material de chapa fina se midió para la densidad numérica de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 µm o superior, de acuerdo con la sección mencionada anteriormente "Procedimiento de medición de la densidad numérica de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 µm o superior". Como se ha descrito anteriormente, se supuso que un grupo de las partículas de inclusión no metálicas que se alineaban con una distancia interpartículas en la dirección de laminación de 20 µm o menor y una distancia interpartículas en la dirección del espesor de la chapa de 10 µm era una inclusión no metálica. Como resultado de la medición, la densidad numérica de la inclusión no metálica que tenía una longitud en la dirección de laminación de 40 µm o superior en la sección transversal L era de 8,2 a 33,2 por milímetro cuadrado para los ejemplos convencionales Nos. 1 a 4, y de 2,4 por milímetro cuadrado para el ejemplo de la invención No. 5. Como resultado del análisis EDX, todas las inclusiones no metálicas contadas estaban constituidas por partículas de inclusión a base de TiN o partículas de inclusión a base de espinela que contenían uno o más de Al y Mg.

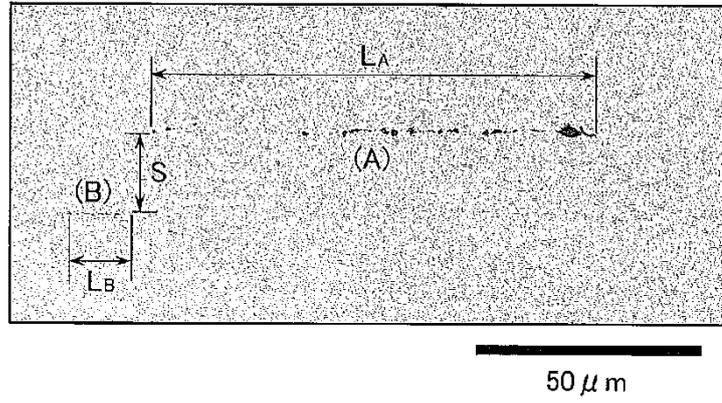
En el ejemplo de la invención, el número de la inclusión no metálica dura que tenía una longitud en la dirección de laminación de 40 µm o superior, que era un factor de deterioro de las características de resistencia a la fatiga, se redujo en gran medida en comparación con los ejemplos convencionales.

Como referencia, se muestra un ejemplo de producción para el caso en que el SUS 304 (con un contenido de Si de 0,55%) se somete a desoxidación con una aleación de Fe-Si. Un balde que se había utilizado para fabricar un acero inoxidable que contenía Ti como el lote anterior se utilizó como el recipiente que albergaba el acero fundido, y el proceso de descarburización final mediante el soplado de oxígeno en el hierro fundido que contiene Cr se completó en el equipo de VOD, con lo que se obtuvo un acero fundido con un contenido de C de aproximadamente 0,05% que tenía una escoria que contenía óxido de Cr en la superficie del acero fundido. La aleación de Fe-Si correspondiente al ferrosilicio No. 2 se añadió al acero fundido, para controlar el contenido de Si. Se añadió cal viva industrial (CaO) como fundente para la formación de escoria. A continuación, se añadió nitruro de cromo para completar el control del componente. Como resultado del análisis de la escoria final recogida, la basicidad de la escoria fue de 1,65. El acero fundido se coló continuamente y se sometió a la laminación en caliente por el procedimiento ordinario, de modo que se obtenía una chapa de acero laminado en caliente con un espesor de 3,5 mm. La chapa de acero laminado en caliente se investigó para determinar el estado de la presencia de la inclusión no metálica de la misma manera que en los números 1 a 5. Como resultado, no se encontró una inclusión basada en TiN y una inclusión basada en espinela que contuviera uno o más de Al y Mg, cada uno con un diámetro equivalente a un círculo de 6,0 µm o superior. De la comparación entre el ejemplo del SUS 304 y los ejemplos convencionales Nos. 1 a 4 se desprende que es considerablemente difícil suprimir la formación de una inclusión dura en una especie de acero inoxidable con un gran contenido de Si.

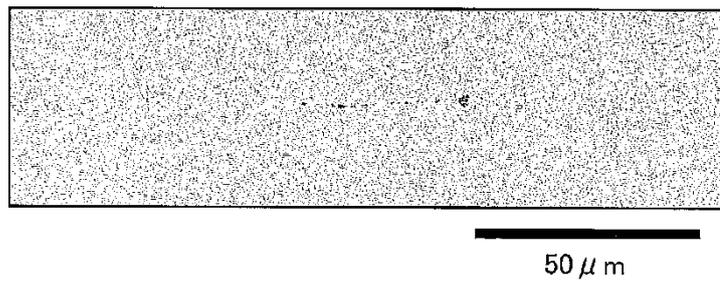
REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero inoxidable: con un espesor de 20 a 500 μm ; con una composición química que contiene, en términos de porcentaje en masa, de 0,010 a 0,200% de C, más de 2,00% y 4,00% o menos de Si, de 0,01 a 3,00% de Mn, 3,00% o superior y menos del 10,00% de Ni, del 11,00 al 20,00% de Cr, del 0,010 al 0,200% de N, del 0 al 3,00% de Mo, del 0 al 1,00% de Cu, del 0,001 al 0,008% de Ti, del 0,001 al 0,008% de Al, del 0,040% o menos de P, del 0,002% o menos de S, del 0 al 0,002% de Mg, y el resto de Fe, con impurezas inevitables; y teniendo, con la suposición de que en una sección transversal, la sección transversal L, en paralelo a una dirección de laminación y una dirección de espesor de la chapa, un grupo de partículas de inclusión no metálicas que se alinean con una distancia interpartícula en la dirección de laminación de 20 μm o menor y una distancia interpartícula en la dirección de espesor de la chapa de 10 μm o menor es una inclusión no metálica, una densidad numérica de la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 μm o superior de 3,0 o menor por milímetro cuadrado en la sección transversal L.
2. La chapa de acero inoxidable según la reivindicación 1, en la que la inclusión no metálica que tiene una longitud en la dirección de laminación de 40 μm o superior contiene uno o dos de los apartados (i) y (ii): (i) una partícula de inclusión basada en el TiN y (ii), una partícula de inclusión basada en espinela que contiene uno o más de Al y Mg.
3. La chapa de acero inoxidable según la reivindicación 1 o 2, en la que la chapa de acero inoxidable tiene una resistencia a la tracción en la dirección de laminación de 2.000 N/mm² o superior.
4. La chapa de acero inoxidable según la reivindicación 1 o 2, en la que la chapa de acero inoxidable tiene una estructura mixta de una fase martensítica inducida por deformación y una fase austenítica como matriz.
5. Un procedimiento de producción de una chapa de acero inoxidable que comprende:
- un paso de proporcionar un acero fundido que tiene una composición química (A) dada a continuación, de tal manera que en el control del componente al añadir una materia prima auxiliar y el fundente que forma la escoria a un acero fundido que tiene un contenido de C de 0,20% o menor teniendo una escoria que contiene óxido de Cr en una superficie de acero fundido después de someterlo a un proceso de descarburización por soplado de oxígeno en un hierro fundido que contiene Cr, un recipiente que alberga el acero fundido, la materia prima auxiliar, y el fundente que forma la escoria usada son seleccionados para hacer un contenido de Ti en el acero fundido de 0,008% en masa o menor y un contenido de Al en el mismo de 0,008% en masa o menor, al menos una aleación Fe-Si como materia prima auxiliar se disuelve en el acero fundido para realizar la desoxidación, reducción y recuperación del Cr de la escoria en el acero fundido, y el control del contenido de Si en el acero, y se añade un fundente formador de escoria que contiene Ca para controlar una basicidad de la escoria, que es una relación en masa de CaO/SiO₂, de 1,3 a 1,5;
- un paso de proporcionar una pieza colada al colar el acero fundido obtenido en el paso anterior;
- un paso de proporcionar una chapa de acero laminado en caliente al someter la pieza colada a un trabajo en caliente, incluyendo al menos un laminado en caliente; y
- un paso de proporcionar una chapa de acero laminado en frío con un espesor de 20 a 500 μm sometiendo la chapa de acero laminado en caliente a un recocido y laminado en frío una o más veces:
- (A) en términos de porcentaje en masa, del 0,010 al 0,200% de C, más del 2,00% y 4,00% o menor de Si, del 0,01 al 3,00% de Mn, 3,00% o superior y menos del 10,00% de Ni, del 11,00 al 20,00% de Cr, del 0,010 al 0,200% de N, de 0 a 3,00% de Mo, de 0 a 1,00% de Cu, de 0,001 a 0,008% de Ti, de 0,001 a 0,008% de Al, 0,040% o menos de P, 0,002% o menos de S, 0 a 0,002% de Mg, y el resto de Fe, con impurezas inevitables.
6. El procedimiento de producción de una chapa de acero inoxidable según la reivindicación 5, en el que el recipiente que alberga el acero fundido utilizado es un recipiente que tiene un refractario que constituye la superficie interior del recipiente que no se utiliza para albergar un acero fundido, es decir, un balde nuevo.
7. El procedimiento de producción de una chapa de acero inoxidable según la reivindicación 5, en la que la aleación de Fe-Si utilizada tiene un contenido de Al de 0,05% en masa o menor, y un contenido de Ti de 0,05% en masa o menor.
8. El procedimiento de producción de una chapa de acero inoxidable según la reivindicación 5, en el que el procedimiento de producción comprende además:
- un paso de someter la chapa de acero laminado en frío a un tratamiento de envejecimiento.

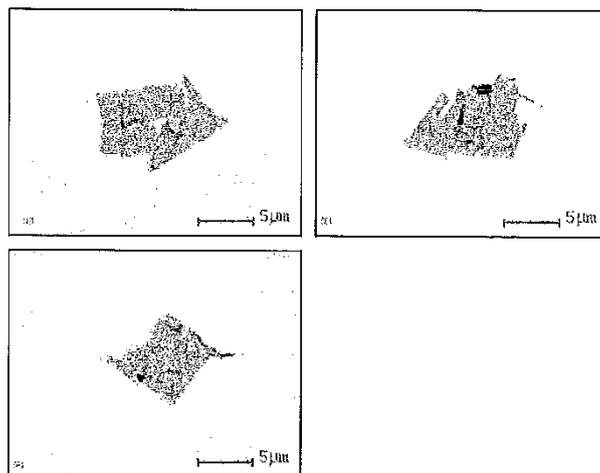
[Fig.1]



[Fig.2]



[Fig.3]



[Fig.4]

