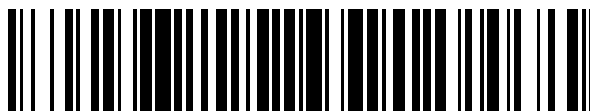


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 723 951**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/18 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **21.11.2014** **PCT/JP2014/080951**
87 Fecha y número de publicación internacional: **28.05.2015** **WO15076384**
96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **21.11.2014** **E 14864044 (4)**
97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **06.03.2019** **EP 3072987**

54 Título: **Hoja de acero de alto contenido en carbono y método para su producción**

30 Prioridad:

22.11.2013 JP 2013242060

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la
traducción de la patente:
04.09.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

TAKEDA, KENGO;
TOMOKIYO, TOSHIMASA;
TSUKANO, YASUSHI y
ARAMAKI, TAKASHI

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 723 951 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 de alto contenido en carbono y método para su producción

Campo técnico

5 La presente invención hace referencia a una hoja de acero de alto contenido en carbono con una característica de fatiga mejorada después de la inactivación y el templado y un método para su fabricación.

Antecedentes de la técnica

10 Una hoja de acero de alto contenido en carbono se usa para componentes de transmisión de automóviles, tales como cadenas, engranajes y embragues. Cuando se fabrica un componente de transmisión de un automóvil, se realiza sobre la hoja de acero de alto contenido en carbono un endurecimiento en frío para darle forma, así como la inactivación y el templado. Actualmente, está en curso la reducción del peso de los automóviles y también se considera la reducción en peso mediante la mejora de la resistencia para los componentes de transmisión. Por ejemplo, para lograr la mejora de la resistencia de partes tales como las de transmisión, los componentes sometidos a inactivación y templado, la adición de elementos formadores de carburos representados por Ti, Nb, Mo o el aumento del contenido de C es eficaz.

15 En la bibliografía de patente 1, se describe un método de fabricación de un acero estructural mecánico previsto para lograr una rigidez alta y una dureza alta; en el documento de patente 2, se describe un método de fabricación de un cojinete de formación rugosa previsto para omitir la esferoidización, o similares; y, en las bibliografías de patentes 3 y 4, se describen métodos de fabricación de una hoja de acero de alto contenido en carbono previstos para la mejora de la propiedad de perforación. En la bibliografía de patente 5, se describe una hoja de acero de carbono medio prevista para la mejora de la capacidad de endurecimiento en frío y la estabilidad de la inactivación; en la bibliografía de patente 6, se describe un material de acero para una parte elemental de cojinete prevista para la mejora de la maquinabilidad; en la bibliografía de patente 7, se describe un método de fabricación de acero para herramientas previsto para la omisión de la normalización; y, en la bibliografía de patente 8, se describe un método de fabricación de una hoja de acero de alto contenido en carbono previsto para la mejora de la maleabilidad.

25 En la bibliografía de patente 9, se describe una hoja de acero de alto contenido en carbono con una resistencia al desgaste y una rigidez mejoradas después del tratamiento con calor.

30 Por otra parte, se necesita que la hoja de acero de alto contenido en carbono tenga una buena propiedad de fatiga, por ejemplo, una propiedad de fatiga en contacto de rodadura después de la inactivación y el templado. Sin embargo, los métodos de fabricación convencionales descritos en las bibliografías de patentes 1 a 9 no pueden lograr una propiedad de fatiga suficiente.

Lista de citas

Bibliografía de patentes

Bibliografía de patente 1: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública nº 2013-072105

Bibliografía de patente 2: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública nº 2009-108354

35 Bibliografía de patente 3: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública nº 2011-012317

Bibliografía de patente 4: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública nº 2011-012316

Bibliografía de patente 5: Panfleto de publicación internacional n.º WO2013/035848

Bibliografía de patente 6: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública nº 2002-275584

Bibliografía de patente 7: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública nº 2007-16284

40 Bibliografía de patente 8: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública nº 2-101122

Bibliografía de patente 9: JP 2006 274348

Compendio de la invención

Problema técnico

45 Un objeto de la presente invención es proporcionar una hoja de acero de alto contenido en carbono capaz de lograr una propiedad de fatiga excelente después de la inactivación y el templado y un método para su fabricación.

Solución del problema

Los inventores de la presente llevaron a cabo estudios específicos para determinar la causa por la cual no se obtiene una buena propiedad de fatiga en una hoja de acero de alto contenido en carbono convencional después del endurecimiento en frío y la inactivación y el templado. En consecuencia, se descubrió que durante el endurecimiento en frío se produce una grieta y/o un vacío (en adelante, se podrá hacer referencia de manera colectiva a la grieta y el vacío como «vacío») en la cementita y/o el compuesto de hierro-carbono (en adelante, se podrá hacer referencia de manera colectiva a la cementita y el compuesto de hierro-carbono como «cementita»), lo cual disminuye la maleabilidad y provoca que se desarrolle una grieta a partir del vacío. Además, se descubrió también que, aunque la cementita existe en granos de ferrita y los bordes de granos de ferrita, el vacío se produce con una facilidad mucho mayor en la cementita en un borde de grano de ferrita que en la cementita en un grano de ferrita.

De manera adicional, los inventores de la presente llevaron a cabo estudios específicos para resolver las causas anteriores y, en consecuencia, descubrieron que la propiedad de fatiga puede mejorarse de manera significativa al fijar las cantidades de Mn y Cr contenidas en la cementita dentro de intervalos adecuados y fijar el tamaño de la ferrita dentro de un intervalo adecuado. En los métodos de fabricación convencionales que se describen en las bibliografías de patentes 1 a 9, no se consideraron estas cuestiones y, por lo tanto, no se puede obtener una propiedad de fatiga suficiente con ellos. Además, se descubrió que, para fabricar una hoja de acero de alto contenido en carbono de ese tipo, es importante fijar las condiciones del laminado en caliente, laminado en frío y recocido en forma predeterminada mientras se realiza este laminado y recocido dentro de lo que se denomina «proceso continuo». Luego, en función de estos hallazgos, los inventores de la presente han ideado las diversas realizaciones de la invención que figuran más adelante. Cabe destacar que la «cementita» en la presente memoria descriptiva y las reivindicaciones hace referencia a la cementita y el compuesto de hierro-carbono que no se encuentran contenidos en la perlita y se distinguen de la perlita, excepto en cualquier parte en la que se aclare como concepto que incluye la cementita contenida en la perlita.

(1) Una hoja de acero de alto contenido en carbono que incluye una composición química que consiste, en% de masa, en:

C: de 0.60% a 0.90%;

Si: de 0.10% a 0.40%;

Mn: de 0.30% a 1.50%;

N: de 0.0010% a 0.0100%;

Cr: de 0.20% a 1.00%;

P: de 0.0001% a 0.0200%;

S: de 0.0001% a 0.0060%;

Al: de 0.001% a 0.050%;

Mg: de 0.000% a 0.010%;

Ca: de 0.000% a 0.010%;

Y: de 0.000% a 0.010%;

Zr: de 0.000% a 0.010%;

La: de 0.000% a 0.010%;

Ce: de 0.000% a 0.010%; y

saldo: Fe e impurezas; y

una estructura representada por:

una concentración de Mn contenida en la cementita: 2% o más y 8% o menos,

una concentración de Cr contenida en la cementita: 2% o más y 8% o menos,

un diámetro de grano promedio de la ferrita: 10 μm o más y 50 μm o menos,

un diámetro de partícula promedio de la cementita: 0.3 μm o más y 1.5 μm o menos, y

una relación esferoidizada de la cementita: 85% o más.

(2) La hoja de acero de alto contenido en carbono según (1), en donde, en la composición química, se cumple lo siguiente

Mg: de 0.001% a 0.010%,

Ca: de 0.001% a 0.010%,

5 Y: de 0.001% a 0.010%,

Zr: de 0.001% a 0.010%,

La: de 0.001% a 0.010%, o

Ce: de 0.001% a 0.010%, o cualquier combinación de estas opciones.

(3) Un método de fabricación de una hoja de acero de alto contenido en carbono, que incluye:

10 el laminado en caliente de un bloque para obtener una hoja laminada en caliente;

el decapado de la hoja laminada en caliente;

el recocido de la hoja laminada en caliente después del decapado para obtener una hoja laminada en caliente y recocida;

el laminado en frío de la hoja laminada en caliente y recocida para obtener una hoja laminada en frío; y

15 el recocido de la hoja laminada en frío, en donde

el bloque tiene una composición química que consiste, en% de masa, en:

C: de 0.60% a 0.90%;

Si: de 0.10% a 0.40%;

Mn: de 0.30% a 1.50%;

20 P: de 0.0001% a 0.0200%;

S: de 0.0001% a 0.0060%;

Al: de 0.001% a 0.050%;

N: de 0.0010% a 0.0100%;

Cr: de 0.20% a 1.00%;

25 Mg: de 0.000% a 0.010%;

Ca: de 0.000% a 0.010%;

Y: de 0.000% a 0.010%;

Zr: de 0.000% a 0.010%;

La: de 0.000% a 0.010%;

30 Ce: de 0.000% a 0.010%; y

saldo: Fe e impurezas, y

en el laminado en caliente,

una temperatura de acabado del acabado-laminado es de 800 °C o más y menos de 950 °C, y

una temperatura de enrollado es de 450 °C o más y menos de 550 °C,

35 una relación de reducción en el laminado en frío es del 5% o más y 35% o menos,

el recocido de la hoja laminada en caliente incluye:

calentar la hoja laminada en caliente hasta una primera temperatura de 450 °C o más y 550 °C o menos, en donde una velocidad de calentamiento de 60 °C hasta la primera temperatura es de 30 °C/hora o más y 150 °C/hora o

menos;

luego mantener la hoja laminada en caliente a la primera temperatura durante una hora o más y menos de 10 horas;

luego calentar la hoja laminada en caliente a una velocidad de calentamiento de 5 °C/hora o más y 80 °C/hora o menos de la primera temperatura a una segunda temperatura de 670 °C o más y 730 °C o menos; y

- 5 luego mantener la hoja laminada en caliente a la segunda temperatura durante 20 horas o más y 200 horas o menos,

el recocido de la hoja laminada en frío incluye:

calentar la hoja laminada en frío hasta una tercera temperatura de 450 °C o más y 550 °C o menos, una velocidad de calentamiento de 60 °C hasta la tercera temperatura de 30 °C/hora o más y 150 °C/hora o menos;

- 10 luego mantener la hoja laminada en frío a la tercera temperatura durante una hora o más y menos de 10 horas;

luego calentar la hoja laminada en frío a una velocidad de calentamiento de 5 °C/hora o más y 80 °C/hora o menos de la tercera temperatura a una cuarta temperatura de 670 °C o más y 730 °C o menos; y

luego mantener la hoja laminada en frío a la cuarta temperatura durante 20 horas o más y 200 horas o menos.

(4) El método de fabricación de la hoja de acero de alto contenido en carbono según (3),

- 15 en donde, en la composición química, se cumple lo siguiente

Mg: de 0.001% a 0.010%,

Ca: de 0.001% a 0.010%,

Y: de 0.001% a 0.010%,

Zr: de 0.001% a 0.010%,

- 20 La: de 0.001% a 0.010%, o

Ce: de 0.001% a 0.010%, o cualquier combinación de estas opciones.

Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita, etc., son adecuadas y, por lo tanto, se puede mejorar una propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado.

- 25 **Breve descripción de los dibujos**

La Figura 1 es un diagrama que ilustra una relación entre una concentración de Mn contenida en la cementita y una propiedad de fatiga en contacto de rodadura.

La Figura 2 es un diagrama que ilustra una relación entre la concentración de Mn en la cementita y una cantidad de vacíos por grieta de la cementita.

- 30 La Figura 3 es un diagrama que ilustra una relación entre una cantidad de vacíos por grieta de la cementita y la propiedad de fatiga en contacto de rodadura.

La Figura 4 es un diagrama que ilustra una relación entre una concentración de Cr contenida en la cementita y la propiedad de fatiga en contacto de rodadura.

- 35 La Figura 5 es un diagrama que ilustra una relación entre la concentración de Cr contenida en la cementita y una cantidad de vacíos por grieta de la cementita.

La Figura 6 es un diagrama que ilustra una relación entre una temperatura de mantenimiento en el recocido de la hoja laminada en caliente y las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita.

Descripción de las realizaciones

A continuación, se describirán realizaciones de la presente invención.

- 40 En primer lugar, se describirán las composiciones químicas de una hoja de acero de alto contenido en carbono según una realización de la presente invención y un bloque (lingote de acero) usado para la fabricación de la misma. Si bien posteriormente se describirán detalles, la hoja de acero de alto contenido en carbono según la realización de la presente invención se fabrica a través del laminado en frío del bloque, el recocido de la hoja laminada en caliente,

el laminado en frío, el recocido de la hoja laminada en frío, etc. Por lo tanto, para las composiciones químicas de la hoja de acero de alto contenido en carbono y el bloque se consideran no solamente las propiedades de la hoja de acero de alto contenido en carbono, sino también estos procesos. En la descripción que sigue, «%», que es una unidad de contenido de cada elemento contenido en la hoja de acero de alto contenido en carbono y el bloque usado para la fabricación de la misma, significa «% de masa», a menos que se especifique de otro modo. La hoja de acero de alto contenido en carbono según esta realización y el bloque usado para la fabricación de la misma tienen una composición química representada por C: de 0.60% a 0.90%, Si: de 0.10% a 0.40%, Mn: de 0.30% a 1.50%, N: de 0.0010% a 0.0100%, Cr: de 0.20% a 1.00%, P: 0.0200% o menos, S: 0.0060% o menos, Al: 0.050% o menos, Mg: de 0.000% a 0.010%, Ca: de 0.000% a 0.010%, Y: de 0.000% a 0.010%, Zr: de 0.000% a 0.010%, La: de 0.000% a 0.010%, Ce: de 0.000% a 0.010%, y saldo: Fe e impurezas. Como impurezas, se ejemplifican las impurezas contenidas en las materias primas, tales como minerales y chatarra, y las impurezas mezcladas durante un proceso de fabricación. Por ejemplo, cuando se usa chatarra como materia prima, puede haber una mezcla de Sn, Sb o As o cualquier combinación de los mismos en 0.001% o más. Sin embargo, cuando el contenido es de 0.02% o menos, ninguno de estos obstaculiza el efecto de esta realización y, por ende, pueden tolerarse como impurezas. El O puede tolerarse como impureza hasta un 0.004%. El O forma un óxido, y cuando los óxidos se acumulan y se vuelven ásperos, no se puede obtener una maleabilidad suficiente. Por lo tanto, cuanto menor es el contenido de O, mejor, pero es difícil desde un punto de vista técnico disminuir el contenido de O hasta menos de 0.0001%. Los ejemplos de las impurezas también incluyen Ti: 0.04% o menos, V: 0.04% o menos, Cu: 0.04% o menos, W: 0.04% o menos, Ta: 0.04% o menos, Ni: 0.04% o menos, Mo: 0.04% o menos, B: 0.01% o menos y Nb: 0.04% o menos. Se prefiere que la cantidad de estos elementos contenidos sea lo menor posible, pero es difícil desde un punto de vista técnico disminuirlos hasta menos de 0.001%.

(C: de 0.60% a 0.90%)

El C es un elemento eficaz para la mejora de la resistencia del acero y es particularmente un elemento que aumenta una propiedad de inactivación. El C también es un elemento que contribuye con la mejora de la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Cuando el contenido de C es de menos de 0.60%, se forma perlita o ferrita proeutectoide en un borde de grano de austenita anterior durante la inactivación, lo cual produce una disminución de la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de C es de 0.060% o más, preferiblemente 0.65% o más. Cuando el contenido de C es de más de 0.90%, existe una gran cantidad de austenita conservada después de la inactivación. La austenita conservada se descompone en ferrita y cementita durante el templado, y se produce una gran diferencia de resistencia entre la bainita o martensita templada y la ferrita o cementita formada mediante la descomposición de la austenita conservada después del templado, lo cual produce una disminución en la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de C es de 0.90% o menos, preferiblemente 0.85% o menos.

(Si: de 0.10% a 0.40%)

El Si funciona como desoxidante y también es un elemento eficaz para la mejora de la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Cuando el contenido de Si es de menos de 0.10%, el efecto de la operación anterior no puede obtenerse de manera suficiente. Por lo tanto, el contenido de Si es de 0.10% o más, preferiblemente 0.15% o más. Cuando el contenido de Si es de más de 0.40%, aumenta la cantidad y el tamaño de óxidos de Si que se forman como inclusiones en el acero, y disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de Si es de 0.40% o menos, preferiblemente 0.35% o menos.

(Mn: de 0.30% a 1.50%)

El Mn es un elemento contenido en la cementita que suprime la generación de vacíos durante el endurecimiento en frío. Cuando el contenido de Mn es de menos de 0.30%, el recocido para provocar que la cementita contenga una cantidad suficiente de Mn lleva mucho tiempo, lo cual disminuye la productividad de manera significativa. Por lo tanto, el contenido de Mn es de 0.30% o más, preferiblemente 0.50% o más. Cuando el contenido de Mn es de más de 1.50%, el Mn contenido en la cementita se vuelve excesivo, lo cual dificulta la disolución de la cementita durante el calentamiento para la inactivación, lo cual produce una cantidad insuficiente de C disuelto en sólidos en austenita. En consecuencia, disminuye la resistencia después de la inactivación y también disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de Mn es de 1.50% o menos, preferiblemente 1.30% o menos.

(N: de 0.001 a 0.010%)

El N se combina con Al para generar AlN y es un elemento eficaz para el refinamiento de granos de austenita durante el calentamiento para la inactivación. Cuando el contenido de N es de menos de 0.001%, el efecto de la operación anterior no puede obtenerse de manera suficiente. Por lo tanto, el contenido de N es de 0.001% o más, preferiblemente 0.002% o más. Cuando el contenido de N es de más de 0.010%, los granos de austenita se vuelven excesivamente pequeños, lo cual disminuye la propiedad de inactivación y facilita la generación de perlita y ferrita proeutectoide durante el enfriamiento de la inactivación, lo cual produce una disminución en la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de N es de 0.010% o menos, preferiblemente 0.008% o menos.

(Cr: de 0.20% a 1.00%)

El Cr es un elemento contenido en la cementita que suprime la generación de vacíos durante el endurecimiento en frío, de manera similar al Mn. Cuando el contenido de Cr es de menos de 0.20%, el recocido para provocar que la cementita contenga una cantidad suficiente de Cr lleva mucho tiempo, lo cual disminuye la productividad de manera significativa. Por lo tanto, el contenido de Cr es de 0.20% o más, preferiblemente 0.35% o más. Cuando el contenido de Cr es de más de 1.00%, el Cr contenido en la cementita se vuelve excesivo, lo cual dificulta la disolución de la cementita durante el calentamiento para la inactivación, lo cual produce una cantidad insuficiente de C disuelto en sólidos en austenita. En consecuencia, disminuye la resistencia después de la inactivación y también disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de Cr es de 1.00% o menos, preferiblemente 0.85% o menos.

(P: de 0.0001% a 0.0200%)

El P no es un elemento esencial y está contenido, por ejemplo, como una impureza en el acero. El P es un elemento que disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado y/o disminuye la dureza después de la inactivación. Por ejemplo, cuando disminuye la dureza, se produce fácilmente una grieta después de la inactivación. Por lo tanto, cuanto menor es el contenido de P, mejor. En particular, cuando el contenido de P es de más de 0.0200%, se vuelven prominentes los efectos adversos. Por lo tanto, el contenido de P es de 0.0200% o menos, preferiblemente 0.0180% o menos. La disminución del contenido de P lleva tiempo y dinero, y cuando se intenta disminuirlo a menos de 0.0001%, el tiempo y dinero aumentan de manera significativa. Por lo tanto, el contenido de P es de 0.0001% o más, o puede ser de 0.0010% o más para la reducción adicional del tiempo y costo.

(S: de 0.0001% a 0.0060%)

El S no es un elemento esencial y está contenido, por ejemplo, como una impureza en el acero. El S es un elemento que forma un sulfuro tal como MnS y disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, cuanto menor es el contenido de S, mejor. En particular, cuando el contenido de S es de más de 0.0060%, se vuelven prominentes los efectos adversos. Por lo tanto, el contenido de S es de 0.0060% o menos. La disminución del contenido de S lleva tiempo y dinero y, cuando se intenta disminuirlo a menos de 0.0001%, el tiempo y dinero aumentan de manera significativa. Por lo tanto, el contenido de S es de 0.0001% o más.

(Al: de 0.001% a 0.050%)

El Al es un elemento que funciona como un desoxidante en la etapa de elaboración de acero, pero no es un elemento esencial de la hoja de acero de alto contenido en carbono y se encuentra contenido, por ejemplo, como una impureza en el acero. Cuando el contenido de Al es de más de 0.050%, se forma un óxido de Al áspero en la hoja de acero de alto contenido en carbono, lo cual produce una disminución de la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de Al es de 0.050% o menos. Cuando el contenido de Al de la hoja de acero de alto contenido en carbono es de menos de 0.001%, es posible que la desoxidación sea insuficiente. Por lo tanto, el contenido de Al es de 0.001% o más.

El Mg, Ca, Y, Zr, La y Ce no son elementos esenciales y son elementos opcionales que pueden estar contenidos de manera adecuada en la hoja de acero de alto contenido en carbono y el bloque en una cantidad predeterminada.

(Mg: de 0.000% a 0.010%)

El Mg es un elemento eficaz para controlar la forma de sulfuro y es un elemento eficaz para la mejora de la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el Mg puede estar contenido. Sin embargo, cuando el contenido de Mg es de más de 0.010%, se forma un óxido de Mg áspero y disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de Mg es de 0.010% o menos, preferiblemente 0.007% o menos. Con el fin de obtener de manera confiable el efecto mediante la operación anterior, el contenido de Mg es preferiblemente de 0.001% o más.

(Ca: de 0.000% a 0.010%)

El Ca es un elemento eficaz para controlar la forma de sulfuro y es un elemento eficaz para la mejora de la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado, de manera similar al Mg. Por lo tanto, el Ca puede estar contenido. Sin embargo, cuando el contenido de Ca es de más de 0.010%, se forma un óxido de Ca áspero y disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de Ca es de 0.010% o menos, preferiblemente 0.007% o menos. Con el fin de obtener de manera confiable el efecto mediante la operación anterior, el contenido de Ca es preferiblemente de 0.001% o más.

(Y: de 0.000% a 0.010%)

El Y es un elemento eficaz para controlar la forma de sulfuro y es un elemento eficaz para la mejora de la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado, de manera similar al Mg y Ca. Por lo tanto, el Y puede estar contenido. Sin embargo, cuando el contenido de Y es de más de 0.010%, se forma un óxido de Y áspero y

disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de Y es de 0.010% o menos, preferiblemente 0.007% o menos. Con el fin de obtener de manera confiable el efecto mediante la operación anterior, el contenido de Y es preferiblemente de 0.001% o más.

(Zr: de 0.000% a 0.010%)

- 5 El Zr es un elemento eficaz para controlar la forma de sulfuro y es un elemento eficaz para la mejora de la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado, de manera similar al Mg, Ca e Y. Por lo tanto, el Zr puede estar contenido. Sin embargo, cuando el contenido de Zr es de más de 0.010%, se forma un óxido de Zr áspero y disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de Zr es de 0.010% o menos, preferiblemente 0.007% o menos. Con el fin de obtener de manera confiable el efecto mediante la
- 10 operación anterior, el contenido de Zr es preferiblemente de 0.001% o más.

(La: de 0.000% a 0.010%)

- 15 El La es un elemento eficaz para controlar la forma de sulfuro y es un elemento eficaz para la mejora de la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado, de manera similar al Mg, Ca, Y y Zr. Por lo tanto, el La puede estar contenido. Sin embargo, cuando el contenido de La es de más de 0.010%, se forma un óxido de La áspero y disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de La es de 0.010% o menos, preferiblemente 0.007% o menos. Con el fin de obtener de manera confiable el efecto mediante la
- operación anterior, el contenido de La es preferiblemente de 0.001% o más.

(Ce: de 0.000% a 0.010%)

- 20 El Ce es un elemento eficaz para controlar la forma de sulfuro y es un elemento eficaz para la mejora de la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado, de manera similar al Mg, Ca, Y y Zr. Por lo tanto, el Ce puede estar contenido. Sin embargo, cuando el contenido de Ce es de más de 0.010%, se forma un óxido de Ce áspero y disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el contenido de Ce es de 0.010% o menos, preferiblemente 0.007% o menos. Con el fin de obtener de manera confiable el efecto mediante la operación anterior, el contenido de Ce es preferiblemente de 0.001% o más.

- 25 Por lo tanto, el Mg, Ca, Y, Zr, La y Ce son elementos opcionales y se prefiere que se cumpla con «Mg: de 0.001% a 0.010%», «Ca: de 0.001% a 0.010%», «Y: de 0.001% a 0.010%», «Zr: de 0.001% a 0.010%», «La: de 0.001% a 0.010%» o «Ce: de 0.001% a 0.010%», o cualquier combinación de estas opciones.

- 30 A continuación, se describirá la estructura de la hoja de acero de alto contenido en carbono según esta realización. La hoja de acero de alto contenido en carbono según esta realización tiene una estructura representada por una concentración de Mn contenida en la cementita: 2% o más y 8% o menos, una concentración de Cr contenida en la cementita: 2% o más y 8% o menos, un diámetro de grano promedio de la ferrita: 10 μm o más y 50 μm o menos, un diámetro de partícula promedio de las partículas de cementita: 0.3 μm o más y 1.5 μm o menos, y una relación esferoidizada de las partículas de cementita: 85% o más.

(Concentración de Mn y concentración de Cr contenida en la cementita: ambas de 2% o más y 8% o menos)

- 35 Si bien posteriormente se describirán detalles, el Mn y Cr contenidos en la cementita contribuyen con la supresión de la generación de vacíos en la cementita durante el endurecimiento en frío. La supresión de la generación de vacíos durante el endurecimiento en frío mejora la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Cuando la concentración de Mn o Cr contenida en la cementita es de menos de 2%, el efecto de la operación anterior no puede obtenerse de manera suficiente. Por lo tanto, la concentración de Mn y la concentración de Cr contenidas en la
- 40 cementita son de 2% o más. Cuando la concentración de Mn o Cr contenida en la cementita es de más de 8%, disminuye la capacidad de disolución en sólidos del C de la cementita a la austenita durante el calentamiento para la inactivación, disminuye la propiedad de inactivación y se dispersa una estructura con una baja resistencia en comparación con la ferrita proeutectoide, perlita, martensita inactivada o bainita. En consecuencia, disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, la concentración de Mn y la concentración
- 45 de Cr contenidas en la cementita son de 8% o menos.

Aquí, se describirá un estudio llevado a cabo por los inventores de la presente sobre la relación entre la concentración de Mn contenida en la cementita y la propiedad de fatiga.

- 50 En este estudio, se fabricaron hojas de acero de alto contenido en carbono a través del laminado en caliente, recocido de la hoja laminada en caliente, laminado en frío y recocido de la hoja laminada en frío en diversas condiciones. Luego, con respecto a cada hoja de acero de alto contenido en carbono, la concentración de Mn y la concentración de Cr contenidas en la cementita se midieron mediante el uso de un microanalizador con sonda de electrones (FE-EPMA) equipado con una pistola de electrones de emisión de campo elaborada por Japan Electron Optics Laboratory. A continuación, la hoja de acero de alto contenido en carbono se sometió a un laminado en frío con una relación de reducción de 35% en simulación del endurecimiento en frío (para dar forma) y la hoja de acero
- 55 de alto contenido en carbono se mantuvo durante 20 minutos en un baño de sal con calentamiento hasta 900 °C e inactivación en aceite a 80 °C. Posteriormente, la hoja de acero de alto contenido en carbono se sometió a templado

al mantenerla durante 60 minutos en una atmósfera a 180 °C, mediante lo cual se produjo una muestra para la prueba de fatiga.

Posteriormente, se realizó una prueba de fatiga y se observó vacío en la cementita después del endurecimiento en frío. En la prueba de fatiga, se usó un analizador de fatiga en contacto de rodadura, la presión superficial se fijó en 3000 MPa y se contó la cantidad de ciclos hasta que se produjo una descamación. En la observación de vacío, se usó un microscopio electrónico de barrido (FE-SEM) equipado con una pistola de electrones de emisión de campo elaborada por Japan Electron Optics Laboratory, y se fotografió la estructura de una región con un área de 1200 μm^2 con un aumento de alrededor de 3000 veces en 20 ubicaciones en intervalos equivalentes en una dirección de grosor de la hoja de acero de alto contenido en carbono. Luego, se contó la cantidad de vacíos generados por el agrietamiento de la cementita (en adelante, también se puede hacer referencia a esto simplemente como la «cantidad de vacíos») en una región con un área de 24 000 μm^2 en total, y se dividió la cantidad total de estos vacíos entre 12 para calcular la cantidad de vacíos por cada 2000 μm^2 . En esta realización, el diámetro de partícula promedio de la cementita es de 0.3 μm o más y 1.5 μm o menos y, por lo tanto, el aumento para la observación del mismo es preferiblemente de 3000 veces o más, o incluso un aumento más alto tal como 5000 veces o 10 000 veces puede seleccionarse en virtud del tamaño de la cementita. Incluso cuando el aumento es de más de 3000 veces, la cantidad de vacíos por unidad de área (por ejemplo, por cada 2000 μm^2) es igual a la de cuando es de 3000 veces. También pueden existir vacíos en la interfaz entre la cementita y la ferrita, pero la influencia de esos vacíos sobre la propiedad de fatiga es bastante menor en comparación con la influencia de los vacíos generados por el agrietamiento de la cementita. Por lo tanto, esos vacíos no se cuentan.

La muestra sometida a la medición mediante el uso de FE-EPMA o FE-SEM se preparó como se detallará a continuación. En primer lugar, a una superficie de observación se le dio un pulido de espejo al raspar con un papel de esmeril número y partículas abrasivas de diamantes, y luego se sumergió durante 20 segundos a temperatura ambiente (20 °C) en una solución de picral (ácido pícrico saturado-3% vol. de ácido nítrico-alcohol), de manera de dejar que apareciera la estructura. Posteriormente, se quitó la humedad de la superficie de observación con un secador de aire caliente y similares, y luego se llevó la muestra a una cámara de intercambio de muestras del FE-EPMA y el FE-SEM en un lapso de tres horas para prevenir la contaminación.

Sus resultados se ilustran en la Figura 1, Figura 2 y Figura 3. La Figura 1 es un diagrama que ilustra una relación entre una concentración de Mn contenida en la cementita y una propiedad de fatiga en contacto de rodadura. La Figura 2 es un diagrama que ilustra una relación entre una concentración de Mn contenida en la cementita y la cantidad de vacíos. La Figura 3 es un diagrama que ilustra una relación entre la cantidad de vacíos y la propiedad de fatiga en contacto de rodadura. Los resultados que se ilustran en la Figura 1 a la Figura 3 son de las muestras en las que la concentración de Cr contenida en la cementita es de 2% o más y 8% o menos.

A partir de la Figura 1, se puede observar que la propiedad de fatiga en contacto de rodadura es significativamente alta cuando la concentración de Mn contenida en la cementita se encuentra en el intervalo de 2% o más y 8% o menos. A partir de la Figura 2, se puede observar que la generación de vacío se suprime cuando la concentración de Mn contenida en la cementita se encuentra en el intervalo de 2% o más y 8% o menos. A partir de la Figura 3, se puede observar que la propiedad de fatiga es bastante alta cuando la cantidad de vacíos por cada 2000 μm^2 es de 15 o menos, en comparación con cuando es de más de 15. A partir de los resultados ilustrados en la Figura 1 a la Figura 3, es concebible que cuando la concentración de Mn contenida en la cementita sea de 2% o más y 8% o menos, la cementita se vuelva menos quebradiza durante el endurecimiento en frío (para dar forma) y se suprima la generación de vacíos y, por lo tanto, se suprima el desarrollo de grietas en un vacío en la prueba de fatiga después de la posterior inactivación y templado, lo cual produce una mejora de la propiedad de fatiga.

Los inventores de la presente han estudiado también la relación entre la concentración de Cr contenida en la cementita y la propiedad de fatiga en contacto de rodadura y la cantidad de vacíos. Sus resultados se ilustran en la Figura 4 y Figura 5. La Figura 4 es un diagrama que ilustra una relación entre la concentración de Cr contenida en la cementita y la propiedad de fatiga en contacto de rodadura. La Figura 5 es un diagrama que ilustra una relación entre la concentración de Cr contenida en la cementita y la cantidad de vacíos. Los resultados que se ilustran en la Figura 4 y la Figura 5 son de las muestras en las que la concentración de Mn contenida en la cementita es de 2% o más y 8% o menos. Como se ilustra en la Figura 4 y la Figura 5, de manera similar a la relación entre la concentración de Mn contenida en la cementita y la propiedad de fatiga en contacto de rodadura o la cantidad de vacíos que se ilustra en la Figura 1 y la Figura 2, se descubrió que se obtiene una propiedad de fatiga en contacto de rodadura excelente cuando la concentración de Cr contenida en la cementita es de 2% o más y 8% o menos.

La razón por la que el Mn y Cr contenidos en la cementita contribuyen con la supresión de la generación de vacíos durante el endurecimiento en frío no es clara, pero puede asumirse que las propiedades mecánicas, tales como la tensión de rotura y la ductilidad, de la cementita son mejoradas por el Mn y Cr contenidos en la cementita.

(Diámetro de grano promedio de la ferrita: 10 μm o más y 50 μm o menos)

Cuanto menor es el contenido de ferrita, más aumenta el área de borde de los granos de ferrita. Cuando el diámetro de grano promedio de la ferrita es de menos de 10 μm , la generación de vacíos durante el endurecimiento en frío en la cementita en el borde de los granos de ferrita se vuelve significativa. Por lo tanto, el diámetro de grano promedio

de la ferrita es de 10 μm o más, preferiblemente 12 μm o más. Cuando el diámetro de grano promedio de la ferrita es de más de 50 μm , se genera una superficie mateada sobre una superficie de la hoja de acero después de la etapa de dar forma, lo cual deforma la superficie. Por lo tanto, el diámetro de grano promedio de la ferrita es de 50 μm o menos, preferiblemente 45 μm o menos.

- 5 El diámetro de grano promedio de la ferrita puede medirse mediante el FE-SEM después de que se realiza el pulido de espejo y grabado con un picral descritos anteriormente. Por ejemplo, se obtiene un área promedio de 200 granos de ferrita y se obtiene el diámetro de un círculo con el que se puede obtener esta área promedio, y se toma este diámetro como el diámetro de grano promedio de la ferrita. El área promedio de la ferrita es un valor que se obtiene al dividir el área total de ferrita entre la cantidad de ferrita, aquí 200.

- 10 (Diámetro de partícula promedio de la cementita: 0.3 μm o más y 1.5 μm o menos)

El tamaño de la cementita influye en gran medida en la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Cuando el diámetro de partícula promedio de la cementita es de menos de 0.3 μm , disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el diámetro de partícula promedio de la cementita es de 0.3 μm o más, preferiblemente 0.5 μm o más. Cuando el diámetro de partícula promedio de la cementita de la

15 cementita es de más de 1.5 μm , se generan vacíos de manera dominante en la cementita áspera durante el endurecimiento en frío y disminuye la propiedad de fatiga después de la inactivación y el templado. Por lo tanto, el diámetro de partícula promedio de la cementita es de 1.5 μm o menos, preferiblemente 1.3 μm o menos.

(Relación esferoidizada de la cementita: 85% o más)

- 20 Cuanto menor es la relación esferoidizada de la cementita, más aumenta la cantidad de ubicaciones en las que se genera fácilmente un vacío, por ejemplo, partes aciculares o similares. Cuando la relación esferoidizada de la cementita es de menos de 85%, se genera de manera significativa el vacío durante el endurecimiento en frío en la cementita. Por lo tanto, la relación esferoidizada de la cementita es de 85% o más, preferiblemente 90% o más. Se prefiere que la relación esferoidizada de la cementita sea lo más alta posible, pero para hacerla llegar al 100% el recocido lleva mucho tiempo, lo cual aumenta el costo de fabricación. Por lo tanto, en vista del costo de fabricación,
- 25 la relación esferoidizada de la cementita es preferiblemente de 99% o menos, más preferiblemente 98% o menos.

- La relación esferoidizada y el diámetro de partícula promedio de la cementita pueden medirse mediante la observación a nivel microestructural con el FE-SEM. En la producción de una muestra para la observación a nivel microestructural, después de que se le da a la superficie de observación un pulido de espejo mediante el pulido húmedo con un papel de esmeril y el pulido con partículas abrasivas de diamantes con un tamaño de partícula de
- 30 1 μm , se realiza un grabado con la solución de picral descrita anteriormente. El aumento para la observación se fija entre 1000 veces y 10 000 veces, por ejemplo, 3000 veces, se seleccionan 16 campos visuales donde 500 o más partículas de cementitas se encuentran contenidas en las superficies de observación y se obtiene una imagen estructural suya. Luego, el área de cada cementita en la imagen estructural se mide mediante el uso de software de procesamiento de imágenes. Como software de procesamiento de imágenes, por ejemplo, se puede usar el
- 35 «WinROOF» de MITANI Corporation. En este punto, con el fin de suprimir la influencia del error de medición por ruido, se excluye toda partícula de cementita con un área de 0.01 μm^2 o menos del objetivo de evaluación. Luego, se obtiene el área promedio de la cementita como un objetivo de evaluación, y se obtiene el diámetro de un círculo con el que se obtiene esta área promedio, y se toma este diámetro como el diámetro de partícula promedio de la cementita. El área promedio de la cementita es un valor que se obtiene al dividir el área total de la cementita como el
- 40 objetivo de evaluación entre la cantidad de cementita. Además, se asume que toda partícula de cementita con una relación de la longitud del eje mayor con respecto a la longitud del eje menor de 3 o más es una partícula de cementita acicular, se asume que toda partícula de cementita con una relación de menos de 3 es una partícula de cementita esférica, y un valor obtenido mediante la división de la cantidad de partículas de cementita esférica entre la cantidad de todas las partículas de cementita se toma como la relación esferoidizada de la cementita.

- 45 A continuación, se describirá un método de fabricación de la hoja de acero de alto contenido en carbono según esta realización. El método de fabricación incluye el laminado en caliente de un bloque con la composición química anterior para obtener una hoja laminada en caliente, el decapado de esta hoja laminada en caliente, el posterior recocido de la hoja laminada en caliente para obtener una hoja laminada en caliente y recocida, el laminado en frío de la hoja laminada en caliente y recocida para obtener una hoja laminada en frío; y el recocido de la hoja laminada
- 50 en frío. En el laminado en caliente, la temperatura de acabo del acabado-laminado es de 800 °C o más y menos de 950 °C, y la temperatura de enrollado es de 450 °C o más y menos de 550 °C. La relación de reducción en el laminado en frío es de 5% o más y 35% o menos. En el recocido de la hoja laminada en caliente, la hoja laminada en caliente se calienta hasta una primera temperatura de 450 °C o más y 550 °C o menos, luego se mantiene la hoja laminada en caliente a la primera temperatura ambiente durante una hora o más y menos de 10 horas, luego se
- 55 calienta la hoja laminada en caliente a una velocidad de calentamiento de 5 °C/hora o más y 80 °C/hora o menos desde la primera temperatura hasta una segunda temperatura de 670 °C o más y 730 °C o menos, y luego la hoja laminada en caliente se mantiene a la segunda temperatura durante 20 horas o más y 200 horas o menos. Cuando la hoja laminada en caliente se calienta hasta la primera temperatura, la velocidad de calentamiento de 60 °C hasta la primera temperatura es de 30 °C/hora o más y 150 °C/hora o menos. En el recocido de la hoja laminada en frío, la
- 60 hoja laminada en frío se calienta hasta una tercera temperatura de 450 °C o más y 550 °C o menos, luego se

mantiene la hoja laminada en frío a la tercera temperatura ambiente durante una hora o más y menos de 10 horas, luego se calienta la hoja laminada en frío a una velocidad de calentamiento de 5 °C/hora o más y 80 °C/hora o menos desde la tercera temperatura hasta una cuarta temperatura de 670 °C o más y 730 °C o menos, y luego la hoja laminada en frío se mantiene a la cuarta temperatura durante 20 horas o más y 200 horas o menos. Cuando la

5 hoja laminada en frío se calienta hasta la tercera temperatura, la velocidad de calentamiento de 60 °C hasta la tercera temperatura es de 30 °C/hora o más y 150 °C/hora o menos; Se puede considerar que tanto el recocido de la hoja laminada en caliente como el recocido de la hoja laminada en frío incluyen un recocido en dos etapas.

(Temperatura de acabado del acabado-laminado del laminado en caliente: 800 °C o más y menos de 950 °C)

10 Cuando la temperatura de acabado del acabado-laminado es de menos de 800 °C, la resistencia a la deformación del bloque es alta, aumenta la carga de laminado, aumenta la cantidad de abrasión del rodillo de reducción y disminuye la productividad. Por lo tanto, la temperatura de acabado del acabado-laminado es de 800 °C o más, preferiblemente 810 °C o más. Cuando la temperatura de acabado del acabado-laminado es de 950 °C o más, se generan incrustaciones durante el laminado en caliente y las incrustaciones son presionadas contra el bloque por el rodillo de reducción y de ese modo forman raspones sobre una superficie de la hoja laminada en caliente obtenida,

15 lo cual produce una disminución de la productividad. Por lo tanto, la temperatura de acabado del acabado-laminado es de menos de 950 °C, preferiblemente 920 °C o menos. El bloque puede producirse mediante una fundición continua, por ejemplo, y este bloque puede someterse tal cual se encuentra a un laminado en caliente, o puede enfriarse una vez y luego calentarse y someterse al laminado en caliente.

(Temperatura de enrollado del laminado en caliente: 450 °C o más y menos de 550 °C)

20 Se prefiere que la temperatura de enrollado sea lo más baja posible. Sin embargo, cuando la temperatura de enrollado es de menos de 450 °C, la fragilización de la hoja laminada en caliente es significativa y cuando el rollo de la hoja laminada en caliente se desenrolla para el decapado, se produce una grieta o similar en la hoja laminada en caliente, lo cual produce una disminución de la productividad. Por lo tanto, la temperatura de enrollado es de 450 °C o más, preferiblemente 470 °C o más. Cuando la temperatura de enrollado es de 550 °C o más, la estructura de la

25 hoja laminada en caliente no se vuelve fina y es difícil que el Mn y Cr se esparzan durante el recocido de la hoja laminada en caliente, lo cual dificulta hacer que la cementita contenga una cantidad suficiente de Mn y/o Cr. Por lo tanto, la temperatura de enrollado es de menos de 550 °C, preferiblemente 530 °C o menos.

(Relación de reducción en el laminado en frío: 5% o más y 35% o menos)

30 Si la relación de reducción en el laminado en frío es de menos de 5%, incluso cuando posteriormente se somete la hoja laminada en frío a recocido, permanece luego una gran cantidad de ferrita no recristalizada. Por lo tanto, la estructura después de que el recocido de la hoja laminada en frío se vuelve una estructura no uniforme en la que se encuentran mezcladas partes recristalizadas y partes no recristalizadas, la distribución de la tensión generada dentro de la hoja de acero de alto contenido en carbono durante el endurecimiento en frío también se vuelve no uniforme, y se generan vacíos con facilidad en la cementita que se distorsiona en gran medida. Por lo tanto, la relación de

35 reducción en el laminado en frío es del 5% o más, preferiblemente 10% o más. Cuando la relación de reducción es de más del 35%, aumenta la velocidad de nucleación de la ferrita recristalizada y el diámetro de grano promedio de la ferrita no puede ser de 10 μm o más. Por lo tanto, la relación de reducción en el laminado en frío es del 35% o menos, preferiblemente 30% o menos.

(Primera temperatura: 450 °C o más y 550 °C o menos)

40 En esta realización, mientras la hoja laminada en caliente se mantiene a la primera temperatura, el Mn y Cr se esparcen en la cementita, de manera de aumentar las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita. Cuando la primera temperatura es de menos de 450 °C, disminuye la frecuencia de difusión del Fe así como los elementos disueltos en sólidos de sustitución tales como el Mn y Cr, y lleva mucho tiempo hacer que la cementita contenga cantidades suficientes de Mn y Cr, lo cual produce una disminución de la productividad. Por lo tanto, la

45 primera temperatura es de 450 °C o más, preferiblemente 480 °C o más. Cuando la primera temperatura es de más de 550 °C, no es posible hacer que la cementita contenga cantidades suficientes de Mn y Cr. Por lo tanto, la primera temperatura es de 550 °C o menos, preferiblemente 520 °C o menos.

Aquí, se describirá un estudio llevado a cabo por los inventores de la presente sobre la relación entre la primera temperatura y las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita. En este estudio, se mantuvo durante

50 nueve horas a diversas temperaturas y se midieron las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita. Los resultados de esto se ilustran en la Figura 6. El eje vertical de la Figura 6 representa las relaciones de las concentraciones de Mn y Cr con respecto a los valores cuando la temperatura de mantenimiento es de 700 °C. A partir de la Figura 6, se puede observar que las concentraciones de Mn y Cr se vuelven altas, particularmente en el entorno de los 500 °C.

55 (Tiempo de mantenimiento de la primera temperatura: una hora o más y menos de 10 horas)

Las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita se relacionan estrechamente con el tiempo de mantenimiento de la primera temperatura. Cuando este tiempo es de menos de una hora, no es posible hacer que la

cementita contenga cantidades suficientes de Mn y Cr. Por lo tanto, este tiempo es de una hora o más, preferiblemente 1.5 horas o más. Cuando este tiempo es de más de 10 horas, los aumentos de las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita se vuelven pequeños, lo cual lleva tiempo y dinero en particular. Por lo tanto, este tiempo es de 10 horas o menos, preferiblemente siete horas o menos.

- 5 (Velocidad de calentamiento de 60 °C a la primera temperatura: 30 °C/hora o más y 150 °C o menos)

En el recocido de la hoja laminada en caliente, por ejemplo, esta se calienta desde la temperatura ambiente y, si la velocidad de calentamiento desde 60 °C hasta la primera temperatura es de menos de 30 °C/hora, lleva mucho tiempo aumentar la temperatura, lo cual produce una disminución de la productividad. Por lo tanto, esta velocidad de calentamiento es de 30 °C/hora o más, preferiblemente 60 °C/hora o más. Cuando esta velocidad de calentamiento es de más de 150 °C/hora, la diferencia de temperatura entre una parte interior y una parte exterior del rollo de la hoja laminada en caliente se vuelve considerable, y se producen raspones y/o deformaciones en la forma del rollo debido a una diferencia de expansión, lo cual produce una disminución del rendimiento. Por lo tanto, esta temperatura de calentamiento es de 150 °C/hora o menos, preferiblemente 120 °C/hora o menos.

(Segunda temperatura: 670 °C o más y 730 °C o menos)

- 15 Si la segunda temperatura es de menos de 670 °C, la cementita no se vuelve áspera durante el recocido de la hoja laminada en caliente, y la energía de anclaje permanece alta. Esto obstaculiza el desarrollo de los granos de ferrita durante el recocido de la hoja laminada en frío posterior, y lleva mucho tiempo llevar el diámetro de grano promedio de la ferrita a 10 µm o más, lo cual produce una disminución en la productividad. Por lo tanto, la segunda temperatura es de 670 °C o más, preferiblemente 690 °C. Cuando la segunda temperatura es de más de 730 °C, se forma parcialmente austenita durante el recocido de la hoja laminada en caliente, y se produce la transformación en perlita en el enfriamiento después del mantenimiento de la segunda temperatura. La estructura de perlita formada en este momento ejerce una fuerza de anclaje fuerte sobre el desarrollo de los granos de ferrita durante el recocido de la hoja laminada en frío posterior y, por lo tanto, se obstaculiza el desarrollo de los granos de ferrita. Por lo tanto, la segunda temperatura es de 730 °C o menos, preferiblemente 720 °C o menos.

- 25 (Tiempo de mantenimiento de la segunda temperatura: 20 horas o más y 200 horas o menos)

Cuando el tiempo de mantenimiento de la segunda temperatura es de menos de 20 horas, la cementita no se vuelve áspera y la energía de anclaje permanece alta. Esto obstaculiza el desarrollo de los granos de ferrita durante el recocido de la hoja laminada en frío posterior, la cantidad de cementita existente en un borde de grano de ferrita aumenta a menos que se realice un recocido de la hoja laminada en frío durante un largo tiempo, y se generan vacíos durante el endurecimiento en frío, lo cual produce una disminución de la propiedad de fatiga. Por lo tanto, este tiempo es de 20 horas o más, preferiblemente 30 horas o más. Cuando este tiempo es de más de 200 horas, se produce una disminución significativa de la productividad. Por lo tanto, este tiempo es de 200 horas o menos, preferiblemente 180 horas o menos.

- 35 (Velocidad de calentamiento desde la primera temperatura hasta la segunda temperatura: 5 °C/hora o más y 80 °C o menos)

Al mantener la hoja laminada en caliente a la primera temperatura, el Mn y Cr pueden esparcirse en la cementita, pero las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita varían entre las diversas partículas de cementita. Esta variación de concentraciones de Mn y Cr puede subsanarse durante el calentamiento desde la primera temperatura hasta la segunda temperatura.

- 40 Se prefiere que la velocidad de calentamiento sea lo más baja posible con el fin de subsanar la variación de concentraciones del Mn y Cr. Sin embargo, cuando la velocidad de calentamiento desde la primera temperatura hasta la segunda temperatura: es de menos de 5 °C/hora, se produce una disminución significativa de la productividad. Por lo tanto, esta velocidad de calentamiento es de 5 °C/hora o más, preferiblemente 10 °C/hora o más. Cuando esta velocidad de calentamiento es de más de 80 °C/hora, no es posible subsanar en un grado suficiente la variación de concentraciones del Mn y Cr. Esto provoca que exista una cementita con concentraciones bajas de Mn y/o Cr, y se generan vacíos durante el endurecimiento en frío, lo cual produce una disminución de la propiedad de fatiga. Por lo tanto, esta velocidad de calentamiento es de 80 °C/hora o menos, preferiblemente 65 °C/hora o menos.

- 50 Aquí, se describirá un cambio estructural que se produce durante el calentamiento desde la primera temperatura hasta la segunda temperatura. Aquí se asume que, después del mantenimiento de la primera temperatura, existe cementita con concentraciones bajas de Mn y Cr (primera cementita) y cementita con concentraciones altas de Mn y Cr (segunda cementita). En cualquiera de la primera cementita y la segunda cementita, se mantiene un estado de equilibrio local en la cercanía de la interfaz entre la cementita y una fase madre (fase de ferrita) y las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita no cambian a menos que se produzca nuevamente un flujo de entrada o flujo de salida de elementos de aleación.

Cuando se calienta la hoja laminada en caliente después del mantenimiento de la primera temperatura, y de ese modo se aumenta la frecuencia de difusión de los átomos, se descarga C de la cementita a una fase de ferrita. Dado

que el Mn y Cr tienen una operación para atraer C, la cantidad de C descargada desde la segunda cementita es pequeña y la cantidad de C descargada desde la primera cementita es grande. Por otra parte, el C descargado a la fase de ferrita es atraído a la segunda cementita con concentraciones altas de Mn y Cr y se adhiere a una capa externa de la segunda cementita, mediante lo cual se forma una nueva cementita (tercera cementita).

- 5 La tercera cementita recién formada no contiene sustancialmente Mn ni Cr y, por lo tanto, intenta contener Mn y Cr en las concentraciones que se ilustran en la Figura 4. Sin embargo, la velocidad de difusión del Mn y Cr en la cementita se ve afectada por la atracción mutua con el C y es bastante baja en comparación con la de la fase de ferrita. Por lo tanto, el Mn y Cr contenidos en la segunda cementita adyacente no se esparcen fácilmente a la tercera cementita. Por lo tanto, con el fin de mantener el equilibrio en la distribución, se suministra a la tercera cementita Mn y Cr de la fase de ferrita, lo cual produce que la tercera cementita contenga Mn y Cr en concentraciones aproximadamente iguales a las de la segunda cementita. Además, la primera cementita también aumenta en las concentraciones de Mn y Cr junto con la descarga de C y, por lo tanto, contiene Mn y Cr en concentraciones aproximadamente iguales a las de la segunda cementita. De esta manera, se alivia la variación de concentraciones de Mn y Cr en las diversas partículas de cementita. Por lo tanto, en vista de la variación de las concentraciones de Mn y Cr, se prefiere que la velocidad de calentamiento sea lo más lenta posible y, cuando la velocidad de calentamiento es excesivamente alta, no es posible aliviar de manera suficiente la variación de las concentraciones de Mn y Cr.

(Tercera temperatura: 450 °C o más y 550 °C o menos)

- 20 En esta realización, mientras la hoja laminada en frío se mantiene a la tercera temperatura, el Mn y Cr se esparcen en la cementita, de manera de aumentar las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita. Cuando la tercera temperatura es de menos de 450 °C, la productividad disminuye de manera similar a cuando la primera temperatura es de menos de 450 °C. Por lo tanto, la tercera temperatura es de 450 °C o más, preferiblemente 480 °C o más. Cuando la tercera temperatura es de más de 550 °C, de manera similar a cuando la primera temperatura es de más de 550 °C, no es posible hacer que la cementita contenga cantidades suficientes de Mn y Cr. Por lo tanto, la tercera temperatura es de 550 °C o menos, preferiblemente 520 °C o menos.

(Tiempo de mantenimiento de la tercera temperatura: una hora o más y menos de 10 horas)

- 30 Las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita se relacionan estrechamente con el tiempo de mantenimiento de la tercera temperatura. Cuando este tiempo es de menos de una hora, no es posible hacer que la cementita contenga cantidades suficientes de Mn y Cr. Por lo tanto, este tiempo es de una hora o más, preferiblemente 1.5 horas o más. Cuando este tiempo es de más de 10 horas, los aumentos de las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita se vuelven pequeños, lo cual lleva tiempo y dinero en particular. Por lo tanto, este tiempo es de 10 horas o menos, preferiblemente siete horas o menos.

(Velocidad de calentamiento de 60 °C a la tercera temperatura: 30 °C/hora o más y 150 °C o menos)

- 35 En el recocido de la hoja laminada en frío, por ejemplo, se realiza un calentamiento desde la temperatura ambiente, y si la velocidad de calentamiento de 60 °C a la tercera temperatura es de menos de 30 °C/hora, la productividad disminuye de manera similar a cuando la velocidad de calentamiento de 60 °C a la primera temperatura es de menos de 30 °C/hora. Por lo tanto, esta velocidad de calentamiento es de 30 °C/hora o más, preferiblemente 60 °C/hora o más. Cuando esta velocidad de calentamiento es de más de 150 °C/hora, la diferencia de temperatura entre una parte interior y una parte exterior del rollo de la hoja laminada en caliente se vuelve considerable, y se producen raspones y/o deformaciones en la forma del rollo debido a una diferencia de expansión, lo cual produce una disminución del rendimiento. Por lo tanto, esta temperatura de calentamiento es de 150 °C/hora o menos, preferiblemente 120 °C/hora o menos.

(Cuarta temperatura: 670 °C o más y 730 °C o menos)

- 45 En esta realización, cuando la hoja laminada en frío se mantiene a la cuarta temperatura, se usa una distorsión introducida por el laminado en frío como fuerza de impulso para controlar el diámetro de grano promedio de la ferrita y fijarlo en 10 µm o más mediante recristalización tipo nucleación, recristalización in situ o migración del borde de grano de ferrita inducida mediante distorsión. Como se describió anteriormente, cuando el borde de grano promedio de la ferrita es de 10 µm o más, se puede obtener una excelente maleabilidad. Cuando la cuarta temperatura es de menos de 670 °C, la ferrita no recristalizada permanece después del recocido de la hoja laminada en frío, y el diámetro de grano promedio de la ferrita no pasa a ser de 10 o más, con lo cual no se puede obtener una excelente maleabilidad. Por lo tanto, la cuarta temperatura es de 670 °C o más, preferiblemente 690 °C. Cuando la cuarta temperatura es de más de 730 °C, se genera parcialmente austenita durante el recocido de la hoja laminada en frío, y se produce la transformación en perlita en el enfriamiento después del mantenimiento de la cuarta temperatura. Cuando se produce la transformación en perlita, disminuye la relación esferoidizada de la cementita y se generan vacíos con facilidad durante el endurecimiento en frío, lo cual produce una disminución de la propiedad de fatiga. Por lo tanto, la cuarta temperatura es de 730 °C o menos, preferiblemente 720 °C o menos.

(Tiempo de mantenimiento de la cuarta temperatura: 20 horas o más y 200 horas o menos)

5 Cuando el tiempo de mantenimiento de la cuarta temperatura es de menos de 20 horas, la ferrita no recrystalizada permanece después del recocido de la hoja laminada en frío, y el diámetro de grano promedio de la ferrita no pasa a ser de 10 o más, con lo cual no se puede obtener una excelente maleabilidad. Por lo tanto, este tiempo es de 20 horas o más, preferiblemente 30 horas o más. Cuando este tiempo es de más de 200 horas, se produce una disminución significativa de la productividad. Por lo tanto, este tiempo es de 200 horas o menos, preferiblemente 180 horas o menos.

10 La atmósfera del recocido de la hoja laminada en caliente y la atmósfera del recocido de la hoja laminada en frío no se encuentran particularmente limitadas, y estos recocidos pueden realizarse, por ejemplo, en una atmósfera que contenga nitrógeno en un 95% vol o más, una atmósfera que contenga hidrógeno en un 95% vol o más, una atmósfera de aire, o similares.

15 Según esta realización, se puede fabricar una hoja de acero de alto contenido en carbono en la que la concentración de Mn contenida en la cementita sea de 2% o más y 8% o menos, la concentración de Cr contenida en la cementita sea de 2% o más y 8% o menos, el diámetro de grano promedio de la ferrita sea de 10 μm o más y 50 μm o menos, el diámetro de partícula promedio de la cementita sea de 0.3 μm o más y 1.5 μm o menos, y la relación esferoidizada de la cementita sea de 85% o más y 99% o menos. En esta hoja de acero de alto contenido en carbono, se suprime la generación de vacíos a partir de la cementita durante el endurecimiento en frío, y se puede fabricar una hoja de acero de alto contenido en carbono con una propiedad de fatiga excelente después de la inactivación y el templeado.

Ejemplo

20 A continuación, se describirán ejemplos de la presente invención. Las condiciones en los ejemplos son ejemplos de condiciones que se emplean para confirmar la viabilidad y el efecto de la presente invención, y la presente invención no se encuentra limitada a estos ejemplos de condiciones.

(Primer experimento)

25 En un primer experimento, se realizó un laminado en caliente de un bloque (acero tipo A a AT) con una composición química que se ilustra en la Tabla 1 y un grosor de 250 mm, mediante lo cual se obtiene un rollo de una hoja laminada en caliente con un grosor de 2.5 mm. En el laminado en caliente, la temperatura de calentamiento del bloque fue de 1140 °C, su duración fue de una hora y la temperatura de acabado del acabado-laminado fue de 880 °C, y la temperatura de enrollado fue de 510 °C. Luego, la hoja laminada en caliente se decapó mientras se desenrollaba, y la hoja laminada en caliente se sometió a recocido después del decapado, mediante lo cual se
30 obtuvo una hoja laminada en caliente y recocida. La atmósfera del recocido de la hoja laminada en caliente fue una atmósfera de 95% vol de hidrógeno-5% vol de nitrógeno. Posteriormente, se realizó el laminado en frío de la hoja laminada en caliente y recocida con una relación de reducción del 18%, mediante lo cual se obtuvo una hoja laminada en frío. Posteriormente, se realizó un recocido de la hoja laminada en frío. La atmósfera del recocido de la
35 hoja laminada en frío fue una atmósfera de 95% vol de hidrógeno-5% vol de nitrógeno. En el recocido de la hoja laminada en caliente y el recocido de la hoja laminada en frío, la hoja laminada en caliente o la hoja laminada en frío se calentaron desde la temperatura ambiente, la velocidad de calentamiento de 60 °C a 495 °C se fijó en 85 °C/hora, la hoja se mantuvo a 495 °C durante 2.8 horas, se realizó un calentamiento de 495 °C a 710 °C a una velocidad de calentamiento de 65 °C/hora, la lámina se mantuvo a 710 °C durante 65 horas y, posteriormente, se realizó un enfriamiento hasta la temperatura ambiente mediante el enfriamiento del horno. Se produjeron diversas hojas de
40 acero de alto contenido en carbono de esta manera. Los campos en blanco en la Tabla 1 indican que el contenido de este elemento es menor que un límite de detección, y el saldo es Fe e impurezas. El subrayado en la Tabla 1 indica que este valor numérico se encuentra fuera del intervalo de la presente invención.

[Tabla 1]

TABLA 1

TIPO DE ACERO	COMPOSICION QUIMICA (MASA)															NOTA
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce		
A	0.70	0.39	0.69	0.0163	0.0058	0.007	0.0058	0.87							EJEMPLO DE LA INVENCION	
B	0.76	0.13	0.42	0.0076	0.0012	0.048	0.0096	0.77							EJEMPLO DE LA INVENCION	
C	0.77	0.31	1.44	0.0083	0.0039	0.008	0.0088	0.41							EJEMPLO DE LA INVENCION	
D	0.73	0.22	0.91	0.0096	0.0051	0.003	0.0035	0.86							EJEMPLO DE LA INVENCION	
E	0.87	0.29	0.52	0.0045	0.0043	0.016	0.0029	0.62							EJEMPLO DE LA INVENCION	
F	0.63	0.30	1.19	0.0074	0.0048	0.032	0.0077	0.25							EJEMPLO DE LA INVENCION	
G	0.87	0.19	0.58	0.0045	0.0057	0.047	0.0074	0.70							EJEMPLO DE LA INVENCION	
H	0.79	0.33	1.31	0.0004	0.0036	0.035	0.0066	0.83							EJEMPLO DE LA INVENCION	
I	0.74	0.36	0.74	0.0138	0.0032	0.045	0.0019	0.30							EJEMPLO DE LA INVENCION	
J	0.89	0.24	0.46	0.0057	0.0004	0.046	0.0054	0.34							EJEMPLO DE LA INVENCION	
K	0.61	0.31	0.35	0.0184	0.0033	0.022	0.0080	0.52							EJEMPLO DE LA INVENCION	
L	0.71	0.16	0.62	0.0121	0.0049	0.007	0.0080	0.82							EJEMPLO DE LA INVENCION	
M	0.66	0.18	1.15	0.0089	0.0017	0.040	0.0045	0.49							EJEMPLO DE LA INVENCION	
N	0.67	0.12	0.97	0.0151	0.0007	0.027	0.0012	0.58							EJEMPLO DE LA INVENCION	
O	0.72	0.26	1.20	0.0029	0.0026	0.014	0.0086	0.29							EJEMPLO DE LA INVENCION	
P	0.72	0.36	0.26	0.0049	0.0049	0.017	0.0030	0.93							EJEMPLO COMPARATIVO	
Q	0.67	0.37	1.52	0.0162	0.0014	0.037	0.0043	0.43							EJEMPLO COMPARATIVO	
R	0.75	0.08	0.59	0.0040	0.0002	0.003	0.0042	0.80							EJEMPLO COMPARATIVO	
S	0.91	0.26	0.60	0.0172	0.0023	0.011	0.0051	0.87							EJEMPLO COMPARATIVO	
T	0.88	0.45	1.01	0.0156	0.0055	0.049	0.0056	0.52							EJEMPLO COMPARATIVO	
U	0.71	0.10	0.26	0.0056	0.0023	0.042	0.0050	0.78							EJEMPLO COMPARATIVO	
V	0.60	0.32	1.12	0.0164	0.0063	0.007	0.0033	0.85							EJEMPLO COMPARATIVO	
W	0.65	0.22	0.36	0.0156	0.0052	0.022	0.0035	0.18							EJEMPLO COMPARATIVO	
X	0.78	0.23	1.00	0.0117	0.0033	0.049	0.0108	0.50							EJEMPLO COMPARATIVO	
Y	0.87	0.20	0.83	0.0210	0.0037	0.034	0.0055	0.68							EJEMPLO COMPARATIVO	
Z	0.59	0.11	1.19	0.0063	0.0044	0.048	0.0045	0.26							EJEMPLO COMPARATIVO	
AA	0.82	0.17	1.65	0.0106	0.0025	0.009	0.0025	0.32							EJEMPLO COMPARATIVO	
AB	0.74	0.34	1.29	0.0089	0.0036	0.052	0.0014	0.76							EJEMPLO COMPARATIVO	
AC	0.87	0.18	0.54	0.0188	0.0041	0.006	0.0016	0.14							EJEMPLO COMPARATIVO	
AD	0.66	0.30	1.15	0.0079	0.0050	0.033	0.0046	1.12							EJEMPLO COMPARATIVO	
AE	0.85	0.42	0.50	0.0114	0.0019	0.038	0.0031	0.85							EJEMPLO COMPARATIVO	
AF	0.95	0.13	0.77	0.0194	0.0047	0.013	0.0027	0.36							EJEMPLO COMPARATIVO	
AG	0.52	0.39	0.51	0.0122	0.0060	0.005	0.0042	0.24							EJEMPLO COMPARATIVO	
AH	0.71	0.29	0.44	0.0138	0.0031	0.039	0.0040	1.08							EJEMPLO COMPARATIVO	
AI	0.71	0.19	0.39	0.0088	0.0039	0.019	0.0069	0.92	0.003		0.006	0.008	0.009		EJEMPLO DE LA INVENCION	
AJ	0.89	0.35	1.24	0.0040	0.0054	0.038	0.0021	0.37	0.006	0.009	0.009	0.005	0.002		EJEMPLO DE LA INVENCION	
AK	0.62	0.25	0.94	0.0183	0.0057	0.005	0.0034	0.49		0.006					EJEMPLO DE LA INVENCION	
AL	0.67	0.28	0.78	0.0014	0.0021	0.009	0.0048	0.27		0.002			0.006	0.007	EJEMPLO DE LA INVENCION	
AM	0.80	0.12	0.47	0.0120	0.0049	0.032	0.0086	0.72				0.002		0.008	EJEMPLO DE LA INVENCION	
AN	0.85	0.38	0.70	0.0017	0.0004	0.026	0.0056	0.58	0.009		0.002			0.002	EJEMPLO DE LA INVENCION	
AO	0.88	0.39	1.27	0.0169	0.0028	0.024	0.0044	0.96		0.012	0.002		0.003		EJEMPLO COMPARATIVO	
AP	0.78	0.40	1.13	0.0173	0.0043	0.011	0.0025	0.78	0.006	0.008		0.003		0.012	EJEMPLO COMPARATIVO	
AQ	0.79	0.16	0.52	0.0187	0.0054	0.039	0.0016	0.62	0.014		0.008		0.002		EJEMPLO COMPARATIVO	
AR	0.89	0.27	0.96	0.0148	0.0021	0.010	0.0047	0.74		0.002	0.015	0.006		0.004	EJEMPLO COMPARATIVO	
AS	0.63	0.13	1.39	0.0056	0.0023	0.008	0.0053	0.61				0.013			EJEMPLO COMPARATIVO	
AT	0.84	0.24	0.66	0.0189	0.0043	0.027	0.0038	0.57	0.002				0.013	0.005	EJEMPLO COMPARATIVO	

Luego, se midió el diámetro de grano promedio de la ferrita, el diámetro de partícula promedio de la cementita, la relación esferoidizada de la cementita y las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita de cada hoja de acero de alto contenido en carbono. La observación a nivel microestructural se realizó mediante el método anterior. Además, se realizó un laminado en frío que simuló el endurecimiento en frío y la inactivación y el templeado mediante el método anterior, y se realizó un conteo de vacíos por cada 2000 μm^2 y se realizó una prueba de fatiga con respecto a la fatiga en contacto de rodadura. Los resultados de esto se ilustran en la Tabla 2. El subrayado en la Tabla 2 indica que este valor numérico se encuentra fuera del intervalo de la presente invención.

[Tabla 2]

TABLA 2

N.º DE MUESTRA	TIPO DE ACERO	ESTRUCTURA				PROPIEDAD		NOTA
		FERRITA	CEMENTITA		CANTIDAD DE VACIOS	CANTIDAD DE CICLOS		
		DIÁMETRO DE GRANO PROMEDIO (µm)	RELACIÓN ESFEROIDIZADA (%)	CONCENTRACIÓN DE Mn (%)	CONCENTRACIÓN DE Cr (%)			
1	A	35.1	92.9	3.72	6.56	5.0	15439874	EJEMPLO DE LA INVENCION
2	B	36.3	91.0	2.17	5.44	8.9	11933421	EJEMPLO DE LA INVENCION
3	C	35.7	91.0	7.38	2.87	7.0	13695676	EJEMPLO DE LA INVENCION
4	D	32.9	93.0	4.30	6.27	5.5	15038356	EJEMPLO DE LA INVENCION
5	E	34.8	89.8	2.49	3.93	7.0	13738450	EJEMPLO DE LA INVENCION
6	F	44.5	90.4	6.76	2.04	7.5	13281430	EJEMPLO DE LA INVENCION
7	G	34.1	90.2	2.78	4.43	6.2	14433940	EJEMPLO DE LA INVENCION
8	H	28.9	93.2	6.82	5.68	7.1	13822521	EJEMPLO DE LA INVENCION
9	I	41.4	88.8	3.87	2.16	7.0	13718146	EJEMPLO DE LA INVENCION
10	J	37.3	87.8	2.17	2.11	12.6	7810802	EJEMPLO DE LA INVENCION
11	K	46.1	90.2	2.02	4.36	7.0	13671347	EJEMPLO DE LA INVENCION
12	L	36.1	92.2	3.32	6.11	4.8	15633291	EJEMPLO DE LA INVENCION
13	M	40.0	91.8	6.38	3.87	3.8	18392860	EJEMPLO DE LA INVENCION
14	N	39.3	91.9	5.34	4.52	3.9	18341822	EJEMPLO DE LA INVENCION
15	O	40.2	90.0	6.37	2.14	7.7	13072649	EJEMPLO DE LA INVENCION
16	P	36.0	92.0	1.48	6.86	21.9	78794	EJEMPLO COMPARATIVO
17	Q	38.4	92.3	9.37	3.35	2.3	153091	EJEMPLO COMPARATIVO
18	R	55.3	91.7	3.07	5.71	5.3	157686	EJEMPLO COMPARATIVO
19	S	30.0	83.7	2.80	5.31	21.5	81181	EJEMPLO COMPARATIVO
20	T	9.2	90.0	4.80	3.26	5.2	177828	EJEMPLO COMPARATIVO
21	U	38.7	91.0	1.39	5.81	21.4	81576	EJEMPLO COMPARATIVO
22	V	35.9	95.3	6.51	7.22	8.1	134905	EJEMPLO COMPARATIVO
23	W	48.2	87.4	2.01	1.44	16.9	136719	EJEMPLO COMPARATIVO
24	X	36.4	90.5	5.09	3.46	4.4	229457	EJEMPLO COMPARATIVO
25	Y	32.4	90.6	3.97	4.31	5.3	108369	EJEMPLO COMPARATIVO
26	Z	46.4	80.9	6.98	2.24	5.9	210300	EJEMPLO COMPARATIVO
27	AA	34.4	90.8	9.17	2.19	2.8	94273	EJEMPLO COMPARATIVO
28	AB	31.8	93.2	6.75	5.48	6.1	143364	EJEMPLO COMPARATIVO
29	AC	39.4	86.9	2.58	0.88	39.2	38040	EJEMPLO COMPARATIVO
30	AD	26.0	96.5	6.38	8.84	10.1	22387	EJEMPLO COMPARATIVO
31	AE	9.3	91.0	2.43	5.48	8.4	166781	EJEMPLO COMPARATIVO
32	AE	34.4	80.9	3.50	2.12	21.3	82461	EJEMPLO COMPARATIVO
33	AG	54.4	89.1	3.17	2.27	4.2	181750	EJEMPLO COMPARATIVO
34	AH	32.6	93.6	2.35	8.05	3.1	110895	EJEMPLO COMPARATIVO
35	AI	35.8	92.3	2.98	6.86	10.8	15190303	EJEMPLO DE LA INVENCION
36	AJ	33.8	89.6	5.86	2.30	8.5	16059367	EJEMPLO DE LA INVENCION
37	AK	42.9	91.6	5.38	4.06	3.4	18145610	EJEMPLO DE LA INVENCION
38	AL	44.4	89.1	4.30	2.11	6.6	16838782	EJEMPLO DE LA INVENCION
39	AM	35.5	90.5	2.36	4.88	7.5	16455579	EJEMPLO DE LA INVENCION
40	AN	34.8	89.8	3.40	3.74	4.8	17574862	EJEMPLO DE LA INVENCION
41	AQ	24.5	93.0	6.04	6.02	9.2	106091	EJEMPLO COMPARATIVO
42	AP	31.4	92.5	5.75	5.40	5.8	85761	EJEMPLO COMPARATIVO
43	AQ	36.9	90.0	2.63	4.25	5.7	86716	EJEMPLO COMPARATIVO
44	AR	30.3	91.0	4.54	4.60	6.0	84763	EJEMPLO COMPARATIVO
45	AS	37.6	93.8	7.90	4.98	9.5	101862	EJEMPLO COMPARATIVO
46	AT	35.4	89.8	3.22	3.71	4.8	99717	EJEMPLO COMPARATIVO

Como se ilustra en la Tabla 2, las muestras n.º 1 a n.º 15 y n.º 35 a n.º 40 se encontraron dentro del intervalo de la presente invención y, por ende, lograron obtener una propiedad de fatiga en contacto de rodadura excelente. Específicamente, no se produjo una descamación cuando se aplicaron cargas de manipulación de un millón de ciclos en la prueba de fatiga con respecto a la fatiga en contacto de rodadura.

- 5 Por otra parte, en la muestra n.º 16, el contenido de Mn del acero tipo P fue demasiado bajo y, por lo tanto, la concentración de Mn contenida en la cementita fue demasiado baja. Hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 17, el contenido de Mn del acero tipo Q fue demasiado alto. Por lo tanto, la concentración de Mn contenida en la cementita fue demasiado alta y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 18, el contenido de Si del acero tipo R fue demasiado bajo. Por lo tanto, la cementita se volvió áspera durante el templado después de la inactivación y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. Además, el diámetro de grano promedio de la ferrita fue demasiado grande. Por lo tanto, se generó una superficie mateada cuando se realizó el laminado en frío que simuló un endurecimiento en frío, lo cual deformó la superficie. En la muestra n.º 19, el contenido de C del acero tipo S fue demasiado alto. Por lo tanto, hubo una gran cantidad de austenita conservada después de la inactivación y se produjo una fractura de fatiga a partir de la austenita conservada. En consecuencia, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 20, el contenido de Si del acero tipo T fue demasiado alto. Por lo tanto, se generó un óxido de Si áspero, se produjo una fractura de fatiga a partir de este óxido de Si y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 21, el contenido de Mn del acero tipo U fue demasiado bajo. Por lo tanto, la concentración de Mn contenida en la cementita fue demasiado baja, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente.

- En la muestra n.º 22, el contenido de S del acero tipo V fue demasiado alto. Por lo tanto, se generó un sulfuro áspero, se produjo una fractura de fatiga a partir del sulfuro y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 23, el contenido de Cr del acero tipo W fue demasiado bajo. Por lo tanto, la concentración de Cr contenida en la cementita fue demasiado baja, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 24, el contenido de N del acero tipo X fue demasiado alto. Por lo tanto, la fuerza de anclaje de la austenita por parte del AIN fue demasiado grande, los granos de austenita se volvieron excesivamente finos y se formó perlita durante el enfriamiento de la inactivación, y se produjo una fractura de fatiga a partir de esta perlita. En consecuencia, no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 25, el contenido de P del acero tipo Y fue demasiado alto. Por lo tanto, se produjo una grieta durante la inactivación, se produjo una fractura de fatiga a partir de esta grieta y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 26, el contenido de C del acero tipo Z fue demasiado bajo. Por lo tanto, se formó perlita durante la inactivación, se produjo una fractura de fatiga a partir de esta perlita y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 27, el contenido de Mn del acero tipo AA fue demasiado alto. Por lo tanto, la concentración de Mn contenida en la cementita fue demasiado alta y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 28, el contenido de Al del acero tipo AB fue demasiado alto. Por lo tanto, se generó un óxido de Al áspero, se produjo una fractura de fatiga a partir de este óxido de Al y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 29, el contenido de Cr del acero tipo AC fue demasiado bajo. Por lo tanto, la concentración de Cr contenida en la cementita fue demasiado baja, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente.

- En la muestra n.º 30, el contenido de Cr del acero tipo AD fue demasiado alto. Por lo tanto, la concentración de Cr contenida en la cementita fue demasiado alta y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 31, el contenido de Si del acero tipo AE fue demasiado alto. Por lo tanto, se generó un óxido de Si áspero, se produjo una fractura de fatiga a partir de este óxido de Si y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 32, el contenido de C del acero tipo AF fue demasiado alto. Por lo tanto, hubo una gran cantidad de austenita conservada después de la inactivación y se produjo una fractura de fatiga a partir de la austenita conservada. En consecuencia, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente.

- 50 En la muestra n.º 33, el contenido de C del acero tipo AG fue demasiado bajo. Por lo tanto, se formó perlita durante la inactivación, se produjo una fractura de fatiga a partir de esta perlita y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 34, el contenido de Cr del acero tipo AH fue demasiado alto. Por lo tanto, la concentración de Cr contenida en la cementita fue demasiado alta y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente.

- 55 En la muestra n.º 41, el contenido de Ca del acero tipo AO fue demasiado alto. Por lo tanto, se generó un óxido de Ca áspero, se produjo una fractura de fatiga a partir de este óxido de Ca y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 42, el contenido de Ce del acero tipo AP fue demasiado alto. Por lo tanto, se generó un óxido de Ce áspero, se produjo una fractura de fatiga a partir de este óxido de Ce y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 43, el contenido de Mg del acero tipo AQ fue demasiado alto. Por lo tanto, se generó un óxido de Mg áspero, se produjo una fractura de fatiga a partir de este óxido de Mg y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 44, el contenido de Y del acero tipo AR fue demasiado alto. Por lo tanto, se generó un óxido de Y áspero, se

produjo una fractura de fatiga a partir de este óxido de Y y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 45, el contenido de Zr del acero tipo AS fue demasiado alto. Por lo tanto, se generó un óxido de Zr áspero, se produjo una fractura de fatiga a partir de este óxido de Zr y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 46, el contenido de La del acero tipo AT fue demasiado alto. Por lo tanto, se generó un óxido de La áspero, se produjo una fractura de fatiga a partir de este óxido de La y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente.

(Segundo experimento)

En un segundo experimento, se realizó un laminado en caliente, recocido de la hoja laminada en caliente, laminado en frío y recocido de la hoja laminada en frío de tipos de acero particulares (acero tipos A, B, C, D, E, F, G, H, I, J, K, L, M, N, O, AI, AJ, AK, AL, AM y AN) seleccionados de entre los tipos de acero usados en el primer experimento en diversas condiciones, mediante lo cual se produjeron hojas de acero de alto contenido en carbono. Estas condiciones se ilustran en la Tabla 3, Tabla 4, Tabla 5 y Tabla 6. El subrayado en la Tabla 3 a la Tabla 6 indica que este valor numérico se encuentra fuera del intervalo de la presente invención. Las condiciones no descritas en la Tabla 3 a la Tabla 6 son las mismas que las del primer experimento.

[Tabla 3]

TABLA 3

N.º DE MUESTRA	TIPO DE ACERO	LAMINADO EN CALIENTE		RECOCIDO DE LA HOJA LAMINADA EN CALIENTE						NOTA
		TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO (°C)	TEMPERATURA DE ENROLLADO (°C)	DE 60 °C A PRIMERA TEMPERATURA		DE PRIMERA TEMPERATURA A SEGUNDA TEMPERATURA		TIEMPO DE MANT. (h)		
				VELOC. DE CALENT. (°C/h)	PRIMERA TEMPERATURA (°C)	TIEMPO DE MANT. (h)	VELOC. DE CALENT. (°C/h)		SEGUNDA TEMPERATURA (°C)	
51	A	949	528	44	501	7.6	78	726	115.1	EJEMPLO DE LA INVENCION
52	B	375	453	101	483	4.2	71	681	193.4	EJEMPLO DE LA INVENCION
53	C	901	542	148	528	3.3	25	723	149.3	EJEMPLO COMPARATIVO
54	D	835	502	69	471	4.0	47	672	132.6	EJEMPLO DE LA INVENCION
55	E	835	485	141	489	3.9	57	893	44.9	EJEMPLO DE LA INVENCION
56	F	815	539	101	490	2.3	35	689	84.0	EJEMPLO DE LA INVENCION
57	G	815	501	35	549	3.2	76	684	47.2	EJEMPLO DE LA INVENCION
58	H	836	522	116	500	9.4	60	706	87.2	EJEMPLO DE LA INVENCION
59	I	876	495	141	533	1.6	76	688	16.4	EJEMPLO COMPARATIVO
60	J	889	481	60	523	6.8	7	723	121.0	EJEMPLO DE LA INVENCION
61	K	861	460	106	473	3.8	63	719	70.0	EJEMPLO DE LA INVENCION
62	L	891	481	92	483	3.5	18	685	114.1	EJEMPLO DE LA INVENCION
63	M	820	487	24	480	8.6	49	676	191.2	EJEMPLO COMPARATIVO
64	N	960	539	135	540	1.1	98	709	66.9	EJEMPLO COMPARATIVO
65	O	881	535	102	483	2.2	40	712	85.9	EJEMPLO COMPARATIVO
66	AI	803	463	94	505	6.9	24	691	23.4	EJEMPLO DE LA INVENCION
67	AJ	812	544	74	525	5.2	70	725	84.7	EJEMPLO DE LA INVENCION
68	AK	832	568	73	484	7.0	44	715	100.1	EJEMPLO COMPARATIVO
69	AL	925	524	74	485	1.1	59	721	196.6	EJEMPLO COMPARATIVO
70	AM	840	438	96	510	6.2	55	674	179.7	EJEMPLO COMPARATIVO
71	AN	851	457	106	543	4.1	10	698	40.0	EJEMPLO DE LA INVENCION
72	A	803	577	38	515	5.2	10	703	141.2	EJEMPLO COMPARATIVO
73	B	849	537	55	536	1.5	58	714	163.5	EJEMPLO COMPARATIVO
74	C	926	475	102	536	6.3	28	701	129.3	EJEMPLO DE LA INVENCION
75	D	844	454	111	508	8.7	53	716	159.6	EJEMPLO COMPARATIVO
76	E	839	534	105	518	9.3	23	689	153.8	EJEMPLO DE LA INVENCION
77	F	808	509	132	475	3.3	45	729	127.2	EJEMPLO DE LA INVENCION
78	G	925	487	47	480	9.6	63	714	98.7	EJEMPLO COMPARATIVO
79	H	845	531	96	485	7.4	18	734	114.0	EJEMPLO COMPARATIVO
80	I	845	515	75	525	3.9	51	716	156.3	EJEMPLO DE LA INVENCION
81	J	942	466	99	482	7.2	32	708	134.9	EJEMPLO COMPARATIVO
82	K	738	466	38	506	1.6	57	676	130.8	EJEMPLO COMPARATIVO
83	L	871	492	86	512	9.1	13	713	42.4	EJEMPLO DE LA INVENCION
84	M	865	482	144	488	2.6	37	717	77.5	EJEMPLO DE LA INVENCION
85	N	669	522	27	457	6.8	44	686	176.7	EJEMPLO COMPARATIVO
86	O	855	523	69	474	7.2	28	708	170.8	EJEMPLO DE LA INVENCION
87	AI	920	521	186	478	9.1	40	701	197.7	EJEMPLO COMPARATIVO
88	AJ	908	431	54	541	5.0	59	718	72.4	EJEMPLO COMPARATIVO
89	AK	863	487	145	477	8.6	8	676	92.9	EJEMPLO DE LA INVENCION
90	AL	935	473	137	482	4.3	77	697	35.7	EJEMPLO DE LA INVENCION
91	AM	803	528	43	527	2.8	20	706	133.1	EJEMPLO DE LA INVENCION
92	AN	925	472	127	498	9.5	61	689	40.9	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 4]

TABLA 4

N° DE MUESTRA	TIPO DE ACERO	LAMINADO EN FRÍO		RECOCIDO DE LA HOJA LAMINADA EN FRÍO						NOTA
		RELACIÓN DE REDUCCIÓN (%)	DE 60 °C A TERCERA TEMPERATURA			DE TERCERA TEMPERATURA A CUARTA TEMPERATURA				
			VELOC. DE CALENT. (°C/h)	TERCERA TEMPERATURA (°C)	TIEMPO DE MANT. (h)	VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO (°C/h)	CUARTA TEMPERATURA (°C)	TIEMPO DE MANT. (h)		
51	A	7.7	54	496	3.4	28	678	36.1	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
52	B	30.7	131	497	7.5	57	672	178.0	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
53	C	13.1	86	536	7.6	96	702	89.4	EJEMPLO COMPARATIVO	
54	D	24.2	115	464	1.8	32	724	101.2	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
55	E	28.9	147	523	5.5	34	719	51.7	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
56	F	6.9	47	473	4.5	60	730	72.2	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
57	G	31.2	58	522	3.8	50	685	131.3	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
58	H	10.5	33	477	7.6	44	724	187.7	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
59	I	34.8	110	452	6.5	75	709	45.0	EJEMPLO COMPARATIVO	
60	J	13.7	147	474	2.1	22	692	93.0	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
61	K	10.8	65	497	3.6	21	714	66.9	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
62	L	31.0	64	486	7.3	29	709	35.5	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
63	M	19.7	70	482	4.8	37	682	36.7	EJEMPLO COMPARATIVO	
64	N	25.6	141	538	5.9	58	722	188.9	EJEMPLO COMPARATIVO	
65	O	30.9	40	433	2.6	38	713	101.7	EJEMPLO COMPARATIVO	
66	AI	18.5	139	496	5.8	26	718	152.2	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
67	AJ	30.8	51	503	8.3	51	682	180.2	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
68	AK	6.0	60	542	2.5	49	707	87.0	EJEMPLO COMPARATIVO	
69	AL	31.2	75	522	8.1	72	736	102.3	EJEMPLO COMPARATIVO	
70	AM	7.7	51	521	9.2	20	711	108.6	EJEMPLO COMPARATIVO	
71	AN	27.8	88	513	9.4	65	699	145.1	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
72	A	28.5	66	501	4.7	47	677	168.5	EJEMPLO COMPARATIVO	
73	B	25.9	142	528	6.3	34	672	42.6	EJEMPLO COMPARATIVO	
74	O	17.3	71	524	6.3	54	692	45.8	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
75	D	11.0	45	466	9.8	37	721	39.2	EJEMPLO COMPARATIVO	
76	E	6.0	58	462	7.2	20	711	138.6	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
77	F	33.3	32	474	5.1	33	679	40.4	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
78	G	23.9	128	527	6.3	52	692	41.3	EJEMPLO COMPARATIVO	
79	H	23.5	95	549	2.8	11	702	84.0	EJEMPLO COMPARATIVO	
80	J	34.0	87	529	8.6	26	695	197.9	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
81	J	4.1	80	539	7.7	45	682	94.8	EJEMPLO COMPARATIVO	
82	K	23.1	51	479	9.3	56	677	66.4	EJEMPLO COMPARATIVO	
83	L	12.7	68	489	3.1	24	699	36.8	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
84	M	19.2	141	542	4.5	75	712	193.0	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
85	N	33.1	36	461	5.5	22	700	56.0	EJEMPLO COMPARATIVO	
86	O	19.7	32	550	2.0	67	725	127.5	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
87	AI	7.3	64	518	6.5	37	705	91.6	EJEMPLO COMPARATIVO	
88	AJ	12.7	80	526	2.0	35	710	98.8	EJEMPLO COMPARATIVO	
89	AK	20.3	135	466	7.8	47	671	191.0	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
90	AL	28.3	114	463	6.2	69	724	37.6	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
91	AM	11.4	123	548	3.2	7	707	181.4	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
92	AN	21.2	178	543	9.7	29	682	78.3	EJEMPLO COMPARATIVO	

[Tabla 5]

TABLA 5

N° DE MUESTRA	TIPO DE ACERO	LAMINADO EN CALIENTE		RECOCIDO DE LA HOJA LAMINADA EN CALIENTE						NOTA
		TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO (°C)	TEMPERATURA DE ENROLLADO (°C)	DE 60 °C A PRIMERA TEMPERATURA			DE PRIMERA TEMPERATURA A SEGUNDA TEMPERATURA			
				VELOC. DE CALENT. (°C/hr)	PRIMERA TEMPERATURA (°C)	TIEMPO DE MANT. (h)	VELOC. DE CALENT. (°C/hr)	SEGUNDA TEMPERATURA (°C)	TIEMPO DE MANT. (h)	
93	A	937	520	126	478	3.8	13	693	141.3	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
94	B	806	461	82	493	4.4	49	687	55.0	EJEMPLO COMPARATIVO
95	C	947	534	130	501	5.6	28	663	76.4	EJEMPLO COMPARATIVO
96	D	968	502	61	536	9.8	62	727	71.1	EJEMPLO COMPARATIVO
97	E	878	493	106	517	4.3	40	699	63.3	EJEMPLO COMPARATIVO
98	F	880	471	86	484	9.5	50	710	87.4	EJEMPLO COMPARATIVO
99	G	912	498	86	521	7.6	64	691	47.6	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
100	H	937	492	34	454	4.7	35	709	58.7	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
101	I	940	481	141	545	2.5	10	689	55.2	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
102	J	908	545	128	453	5.0	19	681	24.9	EJEMPLO COMPARATIVO
103	K	877	496	130	462	2.2	57	690	144.6	EJEMPLO COMPARATIVO
104	L	810	499	58	542	8.8	73	721	159.1	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
105	M	933	483	137	498	2.3	35	709	71.8	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
106	N	845	497	50	462	5.9	63	723	86.1	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
107	O	836	464	78	469	1.9	7	728	119.0	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
108	AI	906	490	81	472	9.4	77	713	92.0	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
109	AJ	821	463	114	471	7.1	80	722	70.9	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
110	AK	866	460	78	538	6.2	52	684	88.2	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
111	AL	879	460	146	516	6.4	23	686	163.3	EJEMPLO COMPARATIVO
112	AM	828	513	124	453	4.3	22	701	67.8	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
113	AN	823	504	57	561	1.8	26	727	28.9	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 6]

TABLA 6

N.º DE MUESTRA	TIPO DE ACERO	LAMINADO EN FRÍO	RECOCIDO DE LA HOJA LAMINADA EN FRÍO								NOTA
			RELACIÓN DE REDUCCIÓN (%)	DE 60 °C A TERCERA TEMPERATURA			DE TERCERA TEMPERATURA A CUARTA TEMPERATURA				
				VELOC. DE CALENT. (°C/h)	TERCERA TEMPERATURA (°C)	TIEMPO DE MANT. (h)	VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO (°C/h)	CUARTA TEMPERATURA (°C)	TIEMPO DE MANT. (h)		
93	A	6.3	135	535	2.4	60	703	169.4	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
94	B	38.2	45	503	6.0	36	688	31.3	EJEMPLO COMPARATIVO		
95	C	10.3	51	458	4.1	27	692	25.1	EJEMPLO COMPARATIVO		
96	D	18.4	87	537	5.6	49	677	38.6	EJEMPLO COMPARATIVO		
97	E	25.7	139	574	2.0	60	705	102.2	EJEMPLO COMPARATIVO		
98	F	29.6	34	521	1.8	61	656	88.7	EJEMPLO COMPARATIVO		
99	G	22.4	54	451	5.5	28	682	176.6	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
100	H	10.2	65	485	9.1	25	694	46.9	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
101	I	16.1	117	526	8.0	65	698	184.0	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
102	J	17.1	78	510	3.5	23	711	15.3	EJEMPLO COMPARATIVO		
103	K	17.8	64	562	2.5	57	725	34.4	EJEMPLO COMPARATIVO		
104	L	9.4	73	481	5.1	61	691	97.7	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
105	M	13.8	148	511	4.9	29	719	195.8	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
106	N	24.4	65	509	5.9	76	703	39.0	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
107	O	15.1	150	548	6.2	28	692	162.8	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
108	AI	28.4	32	475	2.6	49	683	39.7	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
109	AJ	28.5	41	515	1.9	66	704	191.3	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
110	AK	19.4	72	468	3.7	47	729	140.3	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
111	AL	18.0	76	441	3.8	40	709	33.1	EJEMPLO COMPARATIVO		
112	AM	7.1	88	549	4.7	55	705	25.8	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN		
113	AN	21.7	123	497	4.5	42	681	197.0	EJEMPLO COMPARATIVO		

Luego, se midió el diámetro de grano promedio de la ferrita, el diámetro de partícula promedio de la cementita, la relación esferoidizada de la cementita y las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita de cada hoja de acero de alto contenido en carbono y, además, se realizó un conteo de vacíos y una prueba de fatiga con respecto a la fatiga en contacto de rodadura, de manera similar al primer experimento. Los resultados de esto se ilustran en la Tabla 7 y la Tabla 8. El subrayado en la Tabla 7 y la Tabla 8 indica que este valor numérico se encuentra fuera del intervalo de la presente invención.

[Tabla 7]

TABLA 7

N.º DE MUESTRA	TIPO DE ACERO	ESTRUCTURA CEMENTITA					PROPIEDAD		NOTA
		FERRITA		CEMENTITA			CANTIDAD DE VACÍOS	CANTIDAD DE CICLOS	
		DIÁMETRO DE GRANO PROMEDIO (µm)	DIÁMETRO DE PARTICULA PRO-MEDIO (µm)	RELACIÓN ESFEROIDIZADA (%)	CONCENTRACIÓN DE Mn (%)	CONCENTRACIÓN DE Cr (%)			
51	A	15.3	1.05	93.1	3.74	6.76	2.7	17368540	EJEMPLO DE LA INVENCION
52	B	18.0	0.83	91.7	2.22	5.40	8.3	12536098	EJEMPLO DE LA INVENCION
53	C	36.3	1.19	87.0	3.37	1.24	24.9	65122	EJEMPLO COMPARATIVO
54	D	19.4	0.77	93.7	5.33	6.60	5.0	15464961	EJEMPLO DE LA INVENCION
55	E	20.4	0.73	90.0	2.54	3.91	9.2	11668718	EJEMPLO DE LA INVENCION
56	F	45.5	0.95	90.3	7.26	2.13	6.5	14138917	EJEMPLO DE LA INVENCION
57	G	16.0	0.55	89.8	2.77	4.26	13.8	8046709	EJEMPLO DE LA INVENCION
58	H	35.9	0.92	94.0	7.12	6.08	4.3	16035762	EJEMPLO DE LA INVENCION
59	I	6.3	0.59	88.6	3.83	2.07	18.9	103710	EJEMPLO COMPARATIVO
60	J	28.1	1.36	88.3	2.20	2.18	5.6	14969872	EJEMPLO DE LA INVENCION
61	K	46.0	1.09	91.1	2.02	4.43	4.8	15608230	EJEMPLO DE LA INVENCION
62	L	23.9	0.83	92.3	3.36	5.96	7.3	13380170	EJEMPLO DE LA INVENCION
63	M	10.7	0.81	91.5	6.41	3.70	7.0	13708368	EJEMPLO COMPARATIVO
64	N	33.1	1.08	87.2	2.32	1.86	22.4	75958	EJEMPLO COMPARATIVO
65	O	36.4	0.99	87.1	3.84	1.22	38.9	38474	EJEMPLO COMPARATIVO
66	AI	19.3	0.82	93.8	2.24	7.15	8.6	16020011	EJEMPLO DE LA INVENCION
67	AJ	25.7	1.05	89.4	5.85	2.35	5.3	17381596	EJEMPLO DE LA INVENCION
68	AK	43.7	0.96	79.1	1.46	1.15	35.7	118726	EJEMPLO COMPARATIVO
69	AL	83.8	1.63	80.3	3.59	1.78	31.4	200416	EJEMPLO COMPARATIVO
70	AM	38.9	0.81	91.6	2.54	5.00	6.9	16739608	EJEMPLO COMPARATIVO
71	AN	22.3	0.74	90.4	3.43	3.72	6.3	16973450	EJEMPLO DE LA INVENCION
72	A	19.4	0.73	78.5	1.77	1.58	32.7	46436	EJEMPLO COMPARATIVO
73	B	13.8	1.03	87.6	1.27	3.21	35.7	42127	EJEMPLO COMPARATIVO
74	C	16.3	0.84	91.4	7.41	2.84	6.8	13642979	EJEMPLO DE LA INVENCION
75	D	36.2	1.06	87.5	1.47	1.94	32.7	46527	EJEMPLO COMPARATIVO
76	E	45.8	0.90	89.5	2.65	4.06	5.5	14992403	EJEMPLO DE LA INVENCION
77	F	20.6	1.39	91.0	6.84	2.13	2.8	17263889	EJEMPLO DE LA INVENCION
78	G	10.2	0.47	90.5	1.50	1.68	113.6	13221	EJEMPLO COMPARATIVO
79	H	9.4	1.08	93.7	6.71	5.98	21.0	84484	EJEMPLO COMPARATIVO
80	I	49.2	1.28	89.1	4.00	2.25	3.3	16860931	EJEMPLO DE LA INVENCION
81	J	19.8	1.12	88.2	2.20	2.13	25.4	63308	EJEMPLO COMPARATIVO
82	K	11.8	0.82	90.1	2.01	4.12	15.0	2369650	EJEMPLO COMPARATIVO
83	L	15.8	0.67	92.1	3.19	5.90	6.5	14124858	EJEMPLO DE LA INVENCION
84	M	48.4	1.09	93.0	6.80	4.04	2.2	17706361	EJEMPLO DE LA INVENCION
85	N	19.8	0.71	91.4	5.47	4.47	5.1	15321973	EJEMPLO COMPARATIVO
86	O	49.0	1.22	90.5	6.82	2.28	3.5	16654364	EJEMPLO DE LA INVENCION
87	AI	39.7	0.91	92.4	2.17	7.04	7.3	16565216	EJEMPLO COMPARATIVO
88	AJ	49.6	1.07	90.8	5.90	2.35	5.2	17428798	EJEMPLO COMPARATIVO
89	AK	15.8	0.57	91.3	5.40	3.88	7.6	16457197	EJEMPLO DE LA INVENCION
90	AL	26.1	0.77	89.4	4.33	2.08	9.8	15520663	EJEMPLO DE LA INVENCION
91	AM	47.9	1.01	90.6	2.47	5.08	4.6	17635328	EJEMPLO DE LA INVENCION
92	AN	11.9	0.54	89.6	3.28	3.50	12.4	14423892	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 8]

TABLA 8

N° DE MUESTRA	TIPO DE ACERO	ESTRUCTURA						PROPIEDAD		NOTA
		FERRITA	CEMENTITA				CANTIDAD DE VACÍOS	CANTIDAD DE CICLOS		
			DIÁMETRO DE GRANO PROMEDIO (μm)	RELACIÓN ESFERORIZADA (%)	CONCENTRACIÓN DE Mn (%)	CONCENTRACIÓN DE Cr (%)				
93	A	48.0	0.79	92.9	3.91	6.73	4.6	15752497	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
94	B	9.4	0.55	90.8	2.09	5.08	21.7	79674	EJEMPLO COMPARATIVO	
95	C	7.7	0.39	89.6	7.20	2.62	31.0	49374	EJEMPLO COMPARATIVO	
96	D	13.0	0.90	93.5	4.71	6.32	3.5	16647961	EJEMPLO COMPARATIVO	
97	E	25.6	0.78	86.8	1.20	1.86	49.1	30272	EJEMPLO COMPARATIVO	
98	F	9.8	0.92	90.8	6.64	2.01	21.5	80896	EJEMPLO COMPARATIVO	
99	G	20.3	0.60	89.9	2.76	4.29	11.7	8926966	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
100	H	14.6	0.61	93.1	6.44	5.53	8.4	12328541	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
101	I	29.4	0.81	89.1	4.02	2.18	8.8	12075804	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
102	J	9.8	0.47	87.1	2.08	1.94	60.7	24513	EJEMPLO COMPARATIVO	
103	K	43.7	0.88	87.1	1.06	2.23	28.8	53952	EJEMPLO COMPARATIVO	
104	L	28.6	1.17	93.2	3.40	6.37	2.1	17794699	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
105	M	46.1	1.08	93.2	6.77	4.09	2.3	17641981	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
106	N	22.6	1.03	92.4	5.32	4.59	2.4	17519258	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
107	O	41.3	1.41	91.3	6.48	2.23	2.7	17323868	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
108	AI	13.6	0.85	92.7	2.06	6.82	9.1	15827951	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
109	AJ	38.4	1.12	90.8	5.94	2.37	4.6	17672241	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
110	AK	31.5	1.08	93.4	6.01	4.36	2.1	18656318	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
111	AL	21.3	0.83	86.7	2.14	1.01	38.2	101165	EJEMPLO COMPARATIVO	
112	AM	15.1	0.67	90.0	2.31	4.71	12.1	14551245	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN	
113	AN	33.4	0.83	86.8	1.54	1.74	32.7	160732	EJEMPLO COMPARATIVO	

Como se ilustra en la Tabla 7 y Tabla 8, las muestras n.º 51, n.º 52, n.º 54 a n.º 58, n.º 60 a n.º 62, n.º 66, n.º 67, n.º 71, n.º 74, n.º 76, n.º 77, n.º 80, n.º 83, n.º 84, n.º 86, n.º 89 a n.º 91, n.º 93, n.º 99 a n.º 101, n.º 104 a n.º 110 y n.º 112 se encontraron dentro del intervalo de la presente invención y, por ende, lograron obtener una propiedad de fatiga en contacto de rodadura excelente. Específicamente, no se produjo una descamación cuando se aplicaron cargas de manipulación de un millón de ciclos en la prueba de fatiga con respecto a la fatiga en contacto de rodadura.

Por otra parte, en la muestra n.º 53, la velocidad de calentamiento desde la tercera temperatura hasta la cuarta temperatura fue demasiado alta. Por lo tanto, la diferencia de temperatura entre una parte central y una parte de borde circunferencial del rollo de la hoja laminada en frío fue demasiado grande y se produjeron raspones debido a una diferencia de expansión térmica. Además, la concentración de Cr contenida en la cementita fue demasiado baja, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 59, el tiempo de mantenimiento de la segunda temperatura fue demasiado corto. Por lo tanto, el diámetro de grano promedio de la ferrita fue bajo, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 63, la velocidad de calentamiento de 60 °C a la primera temperatura fue demasiado baja y, por lo tanto, la productividad fue bastante baja. En la muestra n.º 64, la velocidad de calentamiento desde la primera temperatura hasta la segunda temperatura fue demasiado alta. Por lo tanto, la diferencia de temperatura entre una parte central y una parte de borde circunferencial del rollo de la hoja laminada en frío fue demasiado grande y se produjeron raspones debido a una diferencia de expansión térmica. Además, la concentración de Cr contenida en la cementita fue demasiado baja, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 65, la tercera temperatura fue demasiado baja. Por lo tanto, la concentración de Cr contenida en la cementita fue demasiado baja, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 68, la temperatura de enrollado fue demasiado alta. Por lo tanto, las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita y la relación esferoidizada de la cementita fueron demasiado bajas, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 69, la cuarta temperatura fue demasiado alta. Por lo tanto, la ferrita y cementita crecieron en exceso. Además, se formó perlita y la relación esferoidizada de la cementita fue baja. En consecuencia, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 70, la temperatura de enrollado fue demasiado baja, la hoja laminada en caliente se volvió frágil y se produjo una grieta cuando se desenrolló para el decapado.

En la muestra n.º 72, la temperatura de enrollado fue demasiado alta. Por lo tanto, las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita y la relación esferoidizada de la cementita fueron demasiado bajas, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 73, la primera temperatura fue demasiado alta. Por lo tanto, la concentración de Mn contenida en la cementita fue demasiado baja, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 75, el tiempo de mantenimiento de la tercera temperatura fue demasiado corto. Por lo tanto, las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita fueron demasiado bajas, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 78, el tiempo de mantenimiento de la primera temperatura fue demasiado corto. Por lo tanto, las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita fueron demasiado bajas, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 79, la segunda temperatura fue demasiado alta. Por lo tanto, se formó perlita y el diámetro de grano promedio de la ferrita fue demasiado pequeño.

En consecuencia, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 81, la relación de reducción del laminado en frío fue demasiado baja. Por lo tanto, existió ferrita no recristalizada, la uniformidad de la estructura fue baja y se produjo una gran distorsión a nivel local cuando se realizó el laminado en frío que simuló el endurecimiento en frío. En consecuencia, se produjeron muchas grietas de la cementita, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente.

En la muestra n.º 82, la temperatura de acabado del acabado-laminado fue demasiado baja. Por lo tanto, la abrasión del rollo de reducción fue significativa y la productividad fue baja. En la muestra n.º 85, la velocidad de calentamiento de 60 °C a la primera temperatura fue demasiado baja y, por lo tanto, la productividad fue bastante baja. En la muestra n.º 87, la velocidad de calentamiento de 60 °C a la primera temperatura fue demasiado alta. Por lo tanto, la diferencia de temperatura entre una parte central y una parte de borde circunferencial del rollo de la hoja laminada en caliente fue demasiado grande y se produjeron raspones debido a una diferencia de expansión térmica. En la muestra n.º 88, la temperatura de enrollado fue demasiado baja, la hoja laminada en caliente se volvió frágil y se produjo una grieta cuando se desenrolló para el decapado.

En la muestra n.º 92, la velocidad de calentamiento de 60 °C a la tercera temperatura fue demasiado alta. Por lo tanto, la diferencia de temperatura entre una parte central y una parte de borde circunferencial del rollo de la hoja laminada en frío fue demasiado grande y se produjeron raspones debido a una diferencia de expansión térmica.

En la muestra n.º 94, la relación de reducción del laminado en frío fue demasiado alta. Por lo tanto, el diámetro de grano promedio de la ferrita fue demasiado bajo, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 95, la segunda temperatura fue demasiado baja. Por lo tanto, la cementita es fina después del recocido de la hoja laminada en caliente y el diámetro de grano promedio de la ferrita

fue demasiado pequeño. En consecuencia, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente.

- 5 En la muestra n.º 96, la temperatura de acabado del acabado-laminado fue demasiado alta. Por lo tanto, se produjeron incrustaciones de manera excesiva durante el laminado en caliente y se produjeron raspones debido a las incrustaciones. En la muestra n.º 97, la tercera temperatura fue demasiado alta. Por lo tanto, las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita fueron demasiado bajas, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 98, la cuarta temperatura fue demasiado baja. Por lo tanto, el diámetro de grano promedio de la ferrita fue demasiado bajo, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 102, el tiempo de mantenimiento de la
- 10 cuarta temperatura fue demasiado corto. Por lo tanto, el diámetro de grano promedio de la ferrita fue demasiado bajo, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 103, la tercera temperatura fue demasiado alta. Por lo tanto, la concentración de Mn contenida en la cementita fue demasiado baja, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 111, la tercera temperatura fue demasiado baja. Por lo tanto, la concentración de Cr contenida en
- 15 la cementita fue demasiado baja, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente. En la muestra n.º 113, la primera temperatura fue demasiado alta. Por lo tanto, las concentraciones de Mn y Cr contenidas en la cementita fueron demasiado bajas, hubo muchos vacíos y no se obtuvo una propiedad de fatiga en contacto de rodadura suficiente.

Aplicabilidad industrial

- 20 La presente invención puede usarse, por ejemplo, en las industrias de fabricación y las industrias de aplicación de hojas de acero de alto contenido en carbono usadas para diversos productos de acero, tales como componentes de transmisión de automóviles.

REIVINDICACIONES

1. Una hoja de acero de alto contenido en carbono que comprende:
una composición química que consiste, en% de masa, en:
C: de 0.60% a 0.90%;
5 Si: de 0.10% a 0.40%;
Mn: de 0.30% a 1.50%;
N: de 0.0010% a 0.0100%;
Cr: de 0.20% a 1.00%;
P: de 0.0001% a 0.0200%;
10 S: de 0.0001% a 0.0060%;
Al: de 0.001% a 0.050%;
Mg: de 0.000% a 0.010%;
Ca: de 0.000% a 0.010%;
Y: de 0.000% a 0.010%;
15 Zr: de 0.000% a 0.010%;
La: de 0.000% a 0.010%;
Ce: de 0.000% a 0.010%; y
saldo: Fe e impurezas; y
una estructura representada por:
20 una concentración de Mn contenida en la cementita: 2% o más y 8% o menos,
una concentración de Cr contenida en la cementita: 2% o más y 8% o menos,
un diámetro de grano promedio de la ferrita: 10 μm o más y 50 μm o menos,
un diámetro de partícula promedio de la cementita: 0.3 μm o más y 1.5 μm o menos, y
una relación esferoidizada de la cementita: 85% o más.
25 2. La hoja de acero de alto contenido en carbono según la reivindicación 1, en donde, en la composición química, se cumple lo siguiente
Mg: de 0.001% a 0.010%,
Ca: de 0.001% a 0.010%,
Y: de 0.001% a 0.010%,
30 Zr: de 0.001% a 0.010%,
La: de 0.001% a 0.010%, o
Ce: de 0.001% a 0.010%, o cualquier combinación de estas opciones.
3. Un método de fabricación de una hoja de acero de alto contenido en carbono, que comprende:
el laminado en caliente de un bloque para obtener una hoja laminada en caliente;
35 el decapado de la hoja laminada en caliente;
el recocido de la hoja laminada en caliente después del decapado para obtener una hoja laminada en caliente y recocida;

el laminado en frío de la hoja laminada en caliente y recocida para obtener una hoja laminada en frío; y

el recocido de la hoja laminada en frío, en donde

el bloque comprende una composición química que consiste, en% de masa, en:

C: de 0.60% a 0.90%;

5 Si: de 0.10% a 0.40%;

Mn: de 0.30% a 1.50%;

P: de 0.0001% a 0.0200%;

S: de 0.0001% a 0.0060%;

Al: de 0.001% a 0.050%;

10 N: de 0.0010% a 0.0100%;

Cr: de 0.20% a 1.00%;

Mg: de 0.000% a 0.010%;

Ca: de 0.000% a 0.010%;

Y: de 0.000% a 0.010%;

15 Zr: de 0.000% a 0.010%;

La: de 0.000% a 0.010%;

Ce: de 0.000% a 0.010%; y

saldo: Fe e impurezas, y

en el laminado en caliente,

20 una temperatura de acabado del acabado-laminado es de 800 °C o más y menos de 950 °C, y

una temperatura de enrollado es de 450 °C o más y menos de 550 °C,

una relación de reducción en el laminado en frío es del 5% o más y 35% o menos,

el recocido de la hoja laminada en caliente comprende:

25 calentar la hoja laminada en caliente hasta una primera temperatura de 450 °C o más y 550 °C o menos, en donde una velocidad de calentamiento de 60 °C hasta la primera temperatura es de 30 °C/hora o más y 150 °C/hora o menos;

luego mantener la hoja laminada en caliente a la primera temperatura durante una hora o más y menos de 10 horas;

luego calentar la hoja laminada en caliente a una velocidad de calentamiento de 5 °C/hora o más y 80 °C/hora o menos de la primera temperatura a una segunda temperatura de 670 °C o más y 730 °C o menos; y

30 luego mantener la hoja laminada en caliente a la segunda temperatura durante 20 horas o más y 200 horas o menos;

el recocido de la hoja laminada en frío comprende:

calentar la hoja laminada en frío hasta una tercera temperatura de 450 °C o más y 550 °C o menos, una velocidad de calentamiento de 60 °C hasta la tercera temperatura de 30 °C/hora o más y 150 °C/hora o menos;

35 luego mantener la hoja laminada en frío a la tercera temperatura durante una hora o más y menos de 10 horas;

luego calentar la hoja laminada en frío a una velocidad de calentamiento de 5 °C/hora o más y 80 °C/hora o menos de la tercera temperatura a una cuarta temperatura de 670 °C o más y 730 °C o menos; y

luego mantener la hoja laminada en frío a la cuarta temperatura durante 20 horas o más y 200 horas o menos.

4. El método de fabricación de la hoja de acero de alto contenido en carbono según la reivindicación 3, en donde, en la composición química, se cumple lo siguiente

Mg: de 0.001% a 0.010%,

Ca: de 0.001% a 0.010%,

5 Y: de 0.001% a 0.010%,

Zr: de 0.001% a 0.010%,

La: de 0.001% a 0.010%, o

Ce: de 0.001% a 0.010%, o cualquier combinación de estas opciones.

FIG. 1

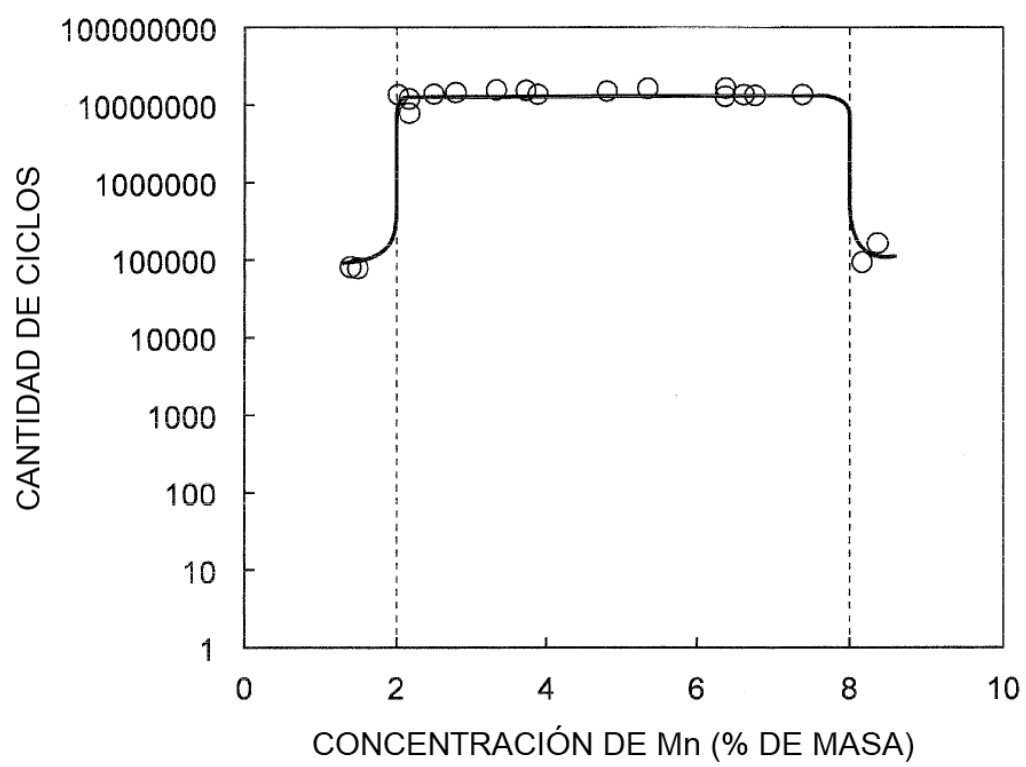


FIG. 2

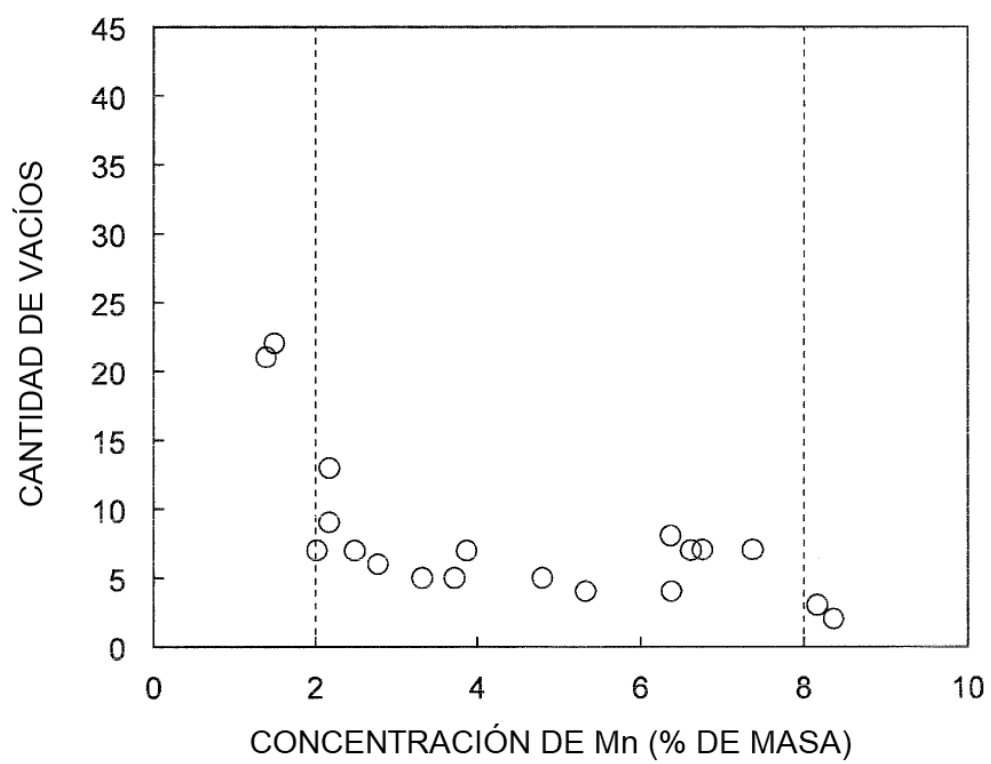


FIG. 3

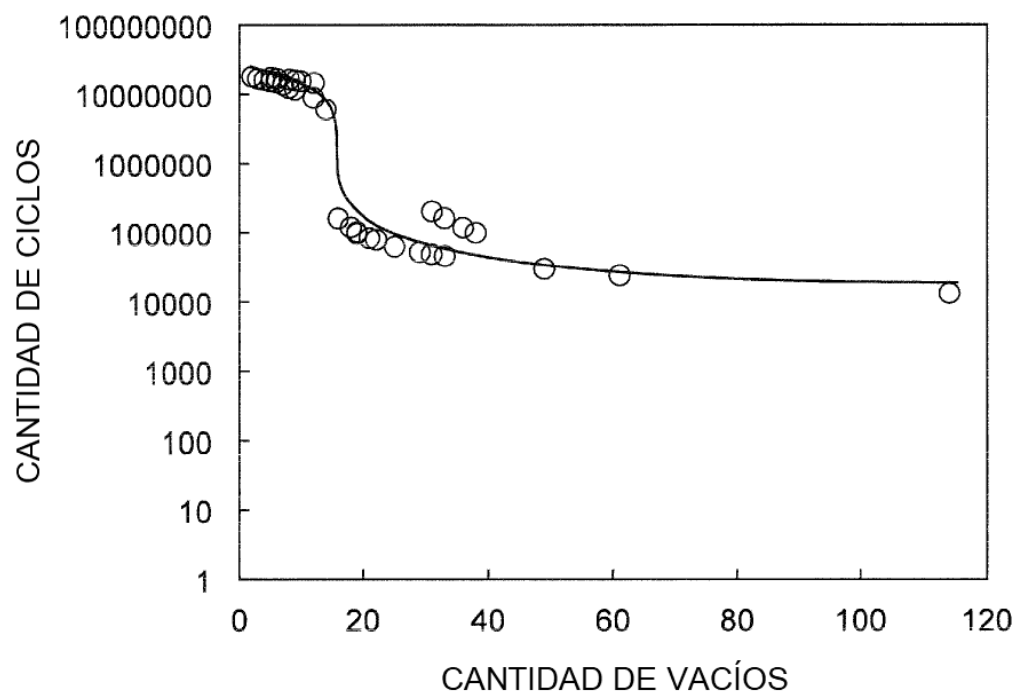


FIG. 4

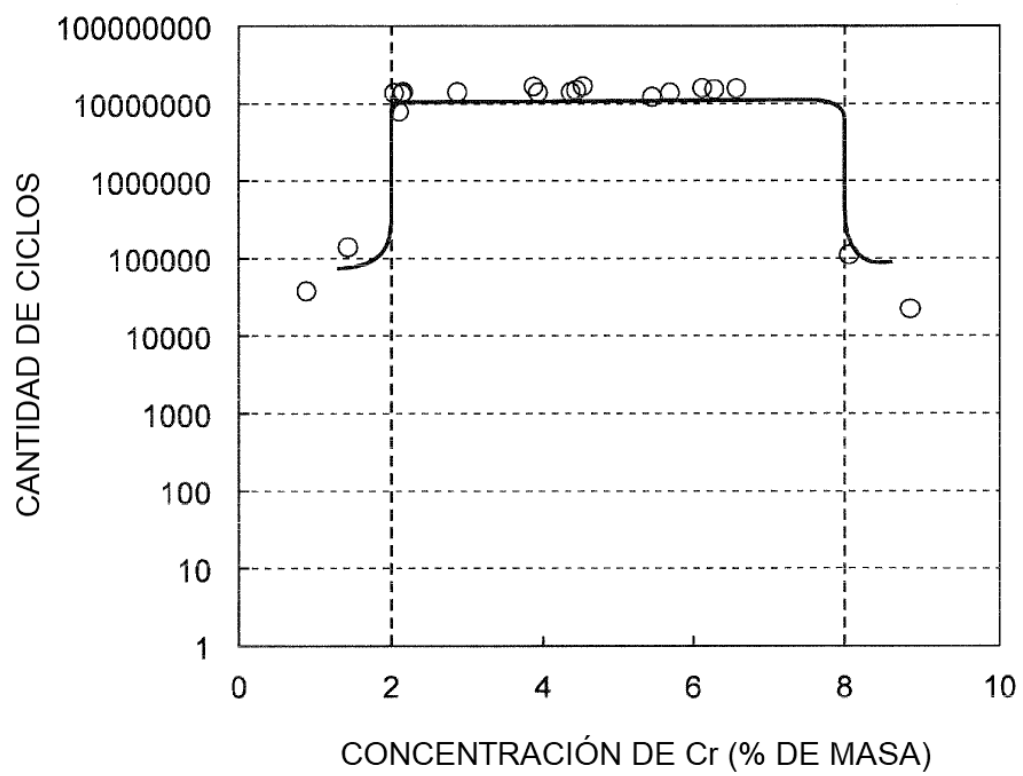


FIG. 5

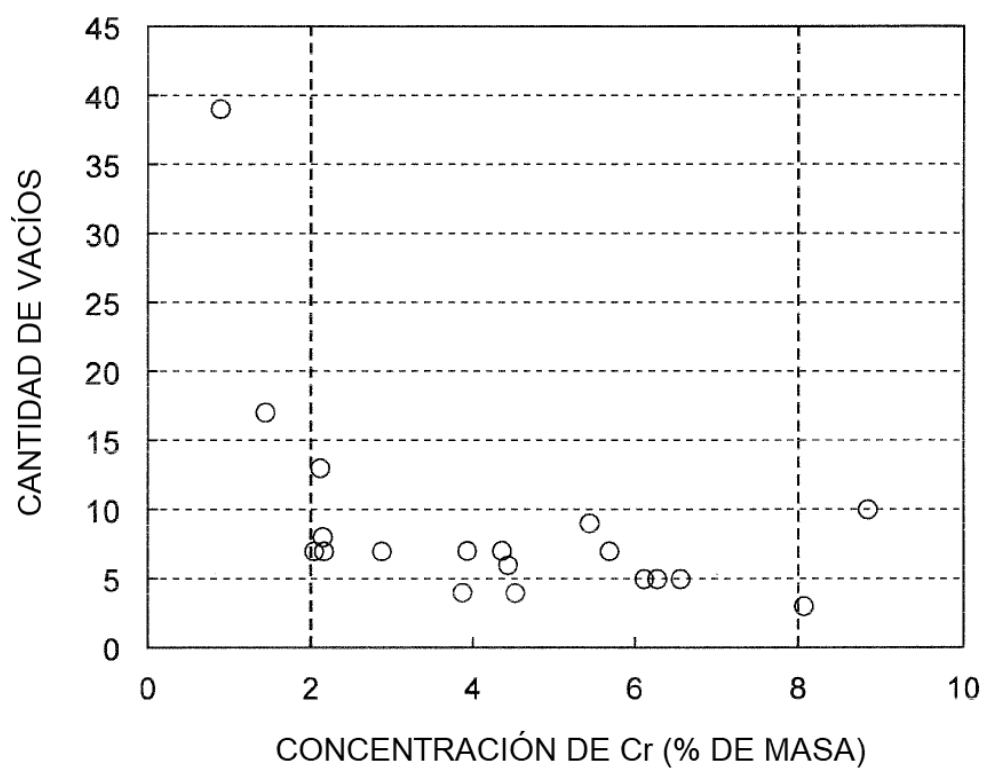


FIG. 6

