

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 550 793**

51 Int. Cl.:

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01)

C21C 7/00 (2006.01)

C21C 7/04 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **30.10.2009 E 09823351 (3)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **19.08.2015 EP 2343390**

54 Título: **Raíl de perlita que tiene resistencia a la abrasión superior y excelente tenacidad**

30 Prioridad:

31.10.2008 JP 2008281847

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

12.11.2015

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**UEDA, MASAHARU;
SEKI, KAZUNORI;
SATOU, TAKUYA y
YAMAMOTO, TAKESHI**

74 Agente/Representante:

DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto

ES 2 550 793 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

Raíl de perlita que tiene resistencia a la abrasión superior y excelente tenacidad

5 CAMPO TÉCNICO

La presente invención se refiere a un raíl de perlita usado para ferrocarriles de carga en el extranjero en el que tanto la resistencia a la abrasión (resistencia al desgaste) como la tenacidad están mejoradas en la parte de cabeza.

TÉCNICA ANTERIOR

10 Junto con el desarrollo económico, está progresando un nuevo desarrollo de recursos naturales, tales como carbón o similares. Específicamente, se ha puesto en marcha la minería en regiones con un entorno natural severo que hasta ahora no se había desarrollado. Por consiguiente, el entorno de las vías se está haciendo notablemente severo en ferrocarriles de carga en el extranjero usados para transportar recursos naturales. Hay una demanda de raíles que tengan tenacidad o similar en regiones con climatología fría además de una resistencia al desgaste más grande que nunca. En tales circunstancias, hay una demanda de desarrollar raíles que tengan una mayor resistencia al desgaste y mayor tenacidad que las de los raíles de alta resistencia usados actualmente.

20 En general, se sabe que el refinado de una estructura de perlita, específicamente, el refinado de grano en una estructura de austenita que aún se tiene que transformar en perlita, o el refinado de bloques de perlita es eficaz para mejorar la tenacidad de un acero perlítico. Para conseguir el refinado del grano en una estructura de austenita, durante el laminado en caliente, la temperatura de laminado se disminuye y la de velocidad de reducción de laminado aumenta y adicionalmente, se implementa un tratamiento térmico por recalentamiento a baja temperatura después del laminado en caliente de los raíles. Además, para conseguir el refinado de una estructura de perlita, la transformación de perlita que se inicia en el interior de los granos de austenita se acelera utilizando núcleos de transformación o similares.

30 Sin embargo, en la fabricación de raíles, desde el punto de vista de asegurar la formabilidad durante el laminado en caliente, hay limitaciones sobre una disminución en la temperatura de laminado y un aumento en la velocidad de reducción de laminado; y de esta manera, no podía conseguirse un refinado suficiente de los granos de austenita. Además, con respecto a la transformación de perlita desde el interior de los granos de austenita utilizando núcleos de transformación, hay problemas en tanto que la cantidad de núcleos de transformación es difícil de controlar, y la transformación de perlita desde el interior de los granos no es estable; y de esta manera no puede conseguirse un refinado suficiente de la estructura de perlita.

35 Debido a estos problemas, se ha aplicado un método para mejorar fundamentalmente la tenacidad de los raíles que tienen una estructura de perlita en los que se realiza recalentamiento a baja temperatura después de laminar en caliente un raíl, y después se realiza la transformación de perlita mediante enfriamiento acelerado tal como para refinar una estructura de perlita. Sin embargo, recientemente, se han preparado raíles que incluyen un alto contenido de carbono para mejorar la resistencia al desgaste; y por lo tanto, hay un problema en tanto que los carburos gruesos permanecen dentro de los granos de austenita durante el tratamiento de precalentamiento a baja temperatura descrito anteriormente, lo que reduce la ductilidad y tenacidad de una estructura de perlita después del enfriamiento acelerado. Además, puesto que este método incluye recalentamiento, hay otro problema respecto a la eficiencia económica, tal como un alto coste de fabricación, una baja productividad o similares.

45 En consecuencia, hay una demanda de desarrollar un método para fabricar un raíl de acero de alto carbono que asegure la formabilidad durante el laminado y refinar la estructura de perlita después del laminado en caliente. Para resolver este problema, se han desarrollado métodos para fabricar un raíl de acero de alto carbono mostrado a continuación. Las principales características de estos métodos para fabricar un raíl son que el hecho de que los granos de austenita en un acero de alto carbono se recrystalizan fácilmente a una temperatura relativamente baja e incluso cuando se utiliza una baja velocidad de reducción de laminado para refinar la estructura de perlita. Como resultado, se obtienen granos finos con diámetros de grano similares mediante el laminado continuo a una pequeña velocidad de reducción de laminado; y de esta manera, se mejora la ductilidad y tenacidad de un acero perlítico (por ejemplo Documentos de Patente 1, 2 y 3).

55 El Documento de Patente 1 describe que puede proporcionarse un raíl que tiene alta ductilidad realizando 3 o más pasadas continuas de laminado con un intervalo de tiempo predeterminado en el laminado de acabado de un raíl de acero de alto carbono.

60 El Documento de Patente 2 describe que puede proporcionarse un raíl que tiene una resistencia al desgaste superior y alta tenacidad realizando dos o más pasadas continuas de laminado con un intervalo de tiempo predeterminado en el laminado de acabado de un raíl de acero de alto carbono, y adicionalmente realizando un enfriamiento acelerado después del laminado continuo.

65 El Documento de Patente 3 describe que puede proporcionarse un raíl que tiene una resistencia al desgaste superior y alta tenacidad realizando enfriamiento entre las pasadas de laminado en el laminado de acabado de un raíl de acero de alto carbono y realizando un enfriamiento acelerado después del laminado continuo.

Las tecnologías descritas por los Documentos de Patente 1 a 3 pueden conseguir el refinado de la estructura de austenita a un cierto nivel y presentar una ligera mejora en la tenacidad por la combinación de temperatura, el número de pasadas de laminado y el intervalo de tiempo entre las pasadas durante el laminado en caliente continuo. Sin embargo, hay un problema en que estas tecnologías no presentan ningún efecto respecto al inicio de la fractura a partir de las inclusiones presentes dentro del acero; de esta manera la tenacidad no mejora fundamentalmente.

Adicionalmente, la velocidad de crecimiento de grano de una estructura de austenita es rápida en un acero de alto carbono. Como resultado, los granos de una estructura de austenita que se han refinado por laminado crecen después del laminado; y por lo tanto hay un problema en que la tenacidad de un raíl tratado térmicamente no mejora ni siquiera en el caso de que se realice un enfriamiento acelerado.

Considerando estas circunstancias, se han estudiado la adición de Ca, la reducción del contenido de oxígeno y la reducción del contenido de Al para suprimir la aceleración de inclusiones típicas en raíles, es decir: MnS o Al_2O_3 . Las características de estos métodos de fabricación son que el MnS se cambia por CaS añadiendo Ca en el tratamiento preliminar del metal caliente de tal manera que se haga inocuo y, adicionalmente, el contenido de oxígeno se reduce tanto como sea posible añadiendo elementos de desoxidación o aplicando un tratamiento de vacío tal como para reducir la cantidad de inclusiones en el acero fundido, y las tecnologías del cual se han estudiado (por ejemplo Documentos de Patente 4, 5 y 6).

La tecnología en el Documento de Patente 4 describe un método para fabricar un acero fundido muy limpio, apagado con silicio y de alto carbono, en el que la cantidad añadida de Ca se optimiza para fijar el S como CaS; y de esta manera se reduce la cantidad de inclusiones basadas en MnS alargadas. En esta tecnología, el S que se segrega y concentra en un proceso de solidificación reacciona con el Ca que segrega y concentra similarmente o se genera silicato de calcio en el acero fundido; y de esta manera, el S se fija secuencialmente como CaS. Como resultado, se suprime la generación de inclusiones de MnS alargadas.

La tecnología en el Documento de Patente 5 describe un método para fabricar un acero fundido muy limpio y alto carbono en el que la cantidad de inclusiones de MnO es reducida; y de esta manera se reduce la cantidad de inclusiones de MnS alargadas precipitadas a partir de MnO. En esta tecnología, un acero se protege en un estado no desoxidado o débilmente desoxidado después de fundirlo en un horno con atmósfera de refinado y después se realiza un tratamiento de vacío a un grado de vacío de 1 Torr o menor para hacer que el contenido de oxígeno disuelto esté en un intervalo de 30 ppm o menor. A continuación, se añaden Al y Si y después se añade Mn. De esta manera, se reduce el número de productos de desoxidación secundarios, que se convertirán en núcleos de cristalización de MnS que cristalizan en las porciones solidificadas finalmente, y la concentración de MnO en los óxidos se reduce. De esta manera, se suprime la cristalización de MnS.

La tecnología en el Documento de Patente 6 describe un método para fabricar un acero fundido muy limpio y de alto carbono con cantidades reducidas de oxígeno y Al en el acero fundido. En esta tecnología, puede fabricarse un raíl que tiene una resistencia al daño superior limitando la cantidad total de oxígeno basándose en la relación entre el valor de oxígeno total en las inclusiones basadas en óxido y la propiedad del daño. Adicionalmente, la resistencia al daño de los raíles puede mejorarse adicionalmente limitando la cantidad de Al solubilizado en el sólido o la composición de las inclusiones en un intervalo preferible.

Las tecnologías descritas anteriormente descritas en los Documentos de Patente 4 a 6 controlan las configuraciones y cantidades de inclusiones basadas en MnS y Al generadas en una fase de efluencia. Sin embargo, la configuración de inclusiones se altera durante el laminado en caliente en el laminado de raíles. En particular, las inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargadas en la dirección longitudinal por laminado actúan como puntos de inicio de fractura en los raíles; y por lo tanto, hay un problema en que la resistencia al daño o tenacidad de los raíles no puede mejorarse de forma estable en el caso en el que solo se controlen las inclusiones en la fase de efluencia.

Además, se ha estudiado la aplicación de precipitados para suprimir el crecimiento de grano de una estructura de austenita después del laminado en caliente. Las características de este método de fabricación son que se añaden elementos de aleación y los carbonitruros precipitan punteando una estructura de austenita; y de esta manera se suprime el crecimiento de grano. En consecuencia, se refina una estructura tratada térmicamente, y la tenacidad se mejora (por ejemplo, Documento de Patente 7).

En la tecnología del Documento de Patente 7, se añaden V y Nb, y precipitan carbonitruros de V y Nb. Adicionalmente, se realiza un enfriamiento acelerado, dependiendo de las cantidades añadidas de V y Nb, y se controla el crecimiento de grano de la estructura de austenita después del laminado en caliente; y de esta manera se refina una estructura de perlita y se mejora la tenacidad de un raíl.

En la tecnología descrita en el Documento de Patente 7, se añaden elementos de aleación y precipitan carbonitruros punteando una estructura de austenita; y de esta manera se suprime el crecimiento de grano. Sin embargo, la cantidad de carbonitruros generados de los elementos de aleación varía en gran medida dependiendo de la

temperatura de laminado y de la velocidad de reducción de laminado. Como resultado, ocurre una gran variación en los efectos de suprimir el crecimiento de grano y el engrosamiento de los granos de cristal ocurre parcialmente. Por lo tanto, hay un problema en tanto que la resistencia al daño y la tenacidad de los raíles no puede mejorarse de forma estable por los carbonitruros de los elementos de aleación en solitario.

Además, la tecnología descrita en el Documento de Patente 7 solo consigue el refinado de una estructura de austenita. Esta tecnología no tiene efecto sobre los daños debidos a las inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargadas en la dirección longitudinal por laminado; y por lo tanto hay un problema en tanto que la resistencia al daño y la tenacidad de los raíles no puede mejorarse de forma estable.

Adicionalmente, en las tecnologías descritas en los Documentos de Patente 4 a 7, ocurre fragilización en una estructura debido a la alteración en los componentes de un acero, particularmente la alteración de los componentes mezclados en su interior como impurezas. Por lo tanto, hay un problema en tanto que la resistencia al daño y la tenacidad de los raíles no puede mejorarse de forma estable controlando las inclusiones debidas a la adición de elementos de aleación y la reducción del contenido de oxígeno, y refinando una estructura de austenita debido a la aplicación de precipitados.

El documento WO 2007 111 285 describe un raíl de perlita con una resistencia a la fractura retrasada excelente.

A partir de estas circunstancias, ha sido deseable proporcionar un raíl de perlita que tenga una resistencia al desgaste y tenacidad superiores en el que se mejoren tanto la resistencia al desgaste como la resistencia al daño de una estructura de perlita.

DOCUMENTOS DE LA TÉCNICA ANTERIOR

Documentos de Patente

- Documento de Patente 1: Publicación de Patente No Examinada Japonesa nº H07-173530
- Documento de Patente 2: Publicación de Patente No Examinada Japonesa nº 2001-234238
- Documento de Patente 3: Publicación de Patente No Examinada Japonesa nº 2002-226915
- Documento de Patente 4: Publicación de Patente No Examinada Japonesa nº H05-171247
- Documento de Patente 5: Publicación de Patente No Examinada Japonesa nº H05-263121
- Documento de Patente 6: Publicación de Patente No Examinada Japonesa nº. 2001-220651
- Documento de Patente 7: Publicación de Patente No Examinada Japonesa nº. 2007-291413

EXPOSICIÓN DE LA INVENCION

Problemas que debe resolver por la Invención

La presente invención se ha realizado en consideración de los problemas anteriores, y el objeto de la presente invención es proporcionar un raíl de perlita en el que se mejoren tanto la resistencia al desgaste como la tenacidad en la parte de cabeza, que se está demandando particularmente como un raíl para ferrocarriles de carga en el extranjero.

Medios para resolver los problemas

La presente invención, que se da en la reivindicación, tiene las siguientes características.

Un raíl de perlita de acuerdo con la presente invención consiste en un acero que comprende, en términos de porcentaje en masa, C: de 0,65% a 1,20%, Si: de 0,05% a 2,00%, Mn: de 0,0 5% a 2,00%, P ≤ 0,0150%, S ≤ 0,0100%, Ca: de 0,0005% a 0,0200%, y Fe e impurezas inevitables como el resto. En una parte de cabeza del raíl, la parte de la superficie de la cabeza que varía desde las superficies de las porciones de esquina de la cabeza y la parte superior de cabeza hasta una profundidad de 10 mm tiene una estructura de perlita, y una dureza Hv de la estructura de perlita está en un intervalo de 320 a 500. Las inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 a 100 μm están presentes en una cantidad por área unitaria en un intervalo de 10 a 200/mm² en una sección transversal (una sección transversal paralela a la dirección longitudinal del raíl) tomada a lo largo de una dirección longitudinal en la estructura de perlita.

En este caso, Hv se refiere a la dureza Vickers definida por JIS B7774.

En el raíl de perlita de acuerdo con la presente invención, el acero incluye adicionalmente, en términos de porcentaje en masa, uno cualquiera o ambos de Mg: de 0,0005 a 0,0200% y Zr: de 0,0005 a 0,010 0%, y pueden estar presentes óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm en una cantidad por área unitaria en un intervalo de 500 a 50.000 mm² en una sección transversal (una sección transversal paralela a la dirección de la anchura del raíl) en la estructura de perlita.

El acero puede incluir además, en términos de porcentaje en masa, uno o más de los componentes del acero descritos en los siguientes puntos (1) a (9).

- (1) Co: de 0,01% a 1,00%
 (2) uno cualquiera o ambos de Cr: de 0,01% a 2,00% y Mo: de 0,01% a 0,50%
 (3) uno cualquiera o ambos de V: de 0,005% a 0,50% y Nb: de 0,002% a 0,050%
 (4) B: de 0,0001% a 0,0050%
 (5) Cu: de 0,01% a 1,00%
 (6) Ni: de 0,01% a 1,00%
 (7) Ti: de 0,0050% a 0,0500%
 (8) M: más de 0,0100% a 1,00%
 (9) N: de 0,0060% a 0,0200%

Efectos de la Invención

De acuerdo con la presente invención, los componentes, estructura y dureza de un acero para raíl están controlados y, además, se reducen los contenidos de P y S, se añade Ca y se controla el número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn. De esta manera, se mejora la resistencia al desgaste y la tenacidad de una estructura de perlita; y, como resultado, es posible mejorar el periodo utilizable de un raíl, particularmente para ferrocarriles de carga en el extranjero (ferrocarriles de carga en el extranjero). Adicionalmente es posible mejorar adicionalmente la tenacidad de la estructura de perlita añadiendo Mg y Zr y controlando el número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn finas y óxidos basados en Mg y Zr; y, como resultado, es posible mejorar adicionalmente el periodo utilizable.

BREVE DESCRIPCIÓN DE LOS DIBUJOS

La Figura 1 es una vista que muestra las designaciones nominales de las porciones en una sección transversal (una sección transversal perpendicular a la dirección longitudinal) del acero para raíl de acuerdo con la presente invención.

La Figura 2 es una vista que muestra los efectos de la adición de Ca y la adición de Mg y Zr sobre la relación entre la cantidad de S y el valor de impacto que son resultados obtenidos fundiendo aceros en los que se altera la cantidad de S, la cantidad de P está en un intervalo de 0,0150% o menor, la cantidad de carbono es 1,00% y se añaden Ca, Mg y Zr realizando un ensayo de fusión y laminado en laboratorio que simula condiciones de laminado equivalentes para raíles, y realizando un ensayo de impacto.

La Figura 3 es una vista que muestra la zona de observación de inclusiones basadas en sulfuro de Mn en el acero para raíl de acuerdo con la presente realización.

La Figura 4 es una vista que muestra la zona de observación de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn, óxidos basados en Mg y óxidos de Zr en el acero para raíl de acuerdo con la presente realización.

La Figura 5 es una vista que muestra la zona donde se toman las muestras para el ensayo de desgaste.

La Figura 6 es una vista que muestra el perfil del ensayo de desgaste.

La Figura 7 es una vista que muestra la zona donde se toman las muestras para el ensayo de impacto.

La Figura 8 es una vista que muestra la relación entre la cantidad de carbono y la cantidad de desgaste en los resultados del ensayo de desgaste de los aceros para raíl de acuerdo con la presente invención y los aceros para raíl comparativos (aceros nº 48, 50, 51, 52, 53, 64, 66 y 67).

La Figura 9 es una vista que muestra la relación entre la cantidad de carbono y el valor de impacto en los resultados del ensayo de impacto de los aceros para raíl de acuerdo con la presente invención y los aceros para raíl comparativos (aceros nº 49, 51, 53, 65, 66 y 68).

La Figura 10 es una vista que muestra la relación entre la cantidad de carbono y el valor de impacto en los resultados del ensayo de impacto de los aceros para raíl de acuerdo con la presente invención y los aceros para raíl comparativos (aceros nº 54 a 63 y los raíles con las cantidades añadidas de P, S y Ca fuera de los intervalos de la presente invención)

La Figura 11 es una vista que muestra la relación entre la cantidad de carbono y el valor de impacto en los resultados del ensayo de impacto de los aceros para raíl de acuerdo con la presente invención (aceros nº 11 a 13, 18 a 20, 24 a 26, 29 a 31, 33 a 35, 36 a 38 y 45 a 47).

MEJOR MODO PARA LLEVAR A CABO LA INVENCION

En lo sucesivo en la presente memoria, como realizaciones para llevar a cabo la presente invención, se describirán en detalle raíles de perlita con resistencia al desgaste y tenacidad superiores. En este caso, las unidades de los contenidos de elementos de aleación son% masa y, en lo sucesivo en la presente memoria, se expresará simplemente como%.

La Figura 1 muestra una sección transversal perpendicular a la dirección longitudinal del raíl de perlita que tiene resistencia al desgaste y tenacidad superiores de acuerdo con la presente invención. Una parte 3 de cabeza de raíl incluye una parte 1 superior de cabeza y una parte 2 de esquina de la cabeza situada en ambos extremos de la parte 1 superior de cabeza. Una de las porciones 2 de esquina de la cabeza es una parte de esquina de calibrado (G.C.) que principalmente entra en contacto con las ruedas.

Una parte que varía desde las superficies de las porciones 2 de esquina de la cabeza y la parte 1 superior de cabeza hasta una profundidad de 10 mm se denomina parte 3a de la superficie de la cabeza (área de la línea sólida diagonal). Además, a una parte que varía desde las superficies de las porciones 2 de esquina de la cabeza y la parte 1 superior de cabeza hasta una profundidad de 20 mm se le da el número de referencia 3b (área de la línea de

puntos diagonal).

En primer lugar, los inventores de la presente invención estudiaron un sistema de componentes del acero que tenía un mal efecto sobre la tenacidad de los raíles. Se realizaron un ensayo de fusión y un ensayo de laminado en caliente que simulaban las condiciones de laminado en caliente equivalentes para raíles sobre aceros cuyos contenidos de P y S se variaron mientras se utilizaban aceros que tenían una cantidad variada de carbono como base; y, de esta manera, se fabricaron prototipos de raíles. Después, los valores de impacto de los prototipos se midieron mediante un ensayo de impacto, y se estudiaron los efectos de los contenidos de P y S sobre los valores de impacto.

Como resultado, con respecto a los aceros perlíticos que tienen niveles de Hv de 320 a 500, se observó que los valores de impacto mejoraban en el caso de que se redujeran los contenidos tanto de P como de S a un cierto nivel o menor.

Además, como resultado de estudiar los contenidos óptimos de P y S, se observó que los valores de impacto mejoraban en gran medida en el caso de que se redujeran los contenidos tanto de P como de S a un cierto nivel o menor.

A continuación, los inventores de la presente invención intentaron aclarar los factores dominantes en los valores de impacto para mejorar adicionalmente los valores de impacto de los raíles. Como resultado, se observó que los raíles que tenían bajos valores de impacto incluían muchas inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargadas en la dirección longitudinal por laminado en caliente y esas inclusiones actuaban como puntos de inicio de fractura.

Después, los inventores de la presente invención aclararon el mecanismo de generación de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargadas en la dirección longitudinal. Cuando se fabrican raíles, se recalienta una eflorescencia a una temperatura en un intervalo de 1.200 °C a 1.300 °C, y la eflorescencia se somete a laminado en caliente. Los inventores han investigado la relación entre las condiciones de laminado en caliente y la configuración de MnS. Como resultado se observó que, en el caso de que la temperatura de laminado fuera alta o en el caso de que la velocidad de reducción de laminado fuera alta durante el laminado, ocurría fácilmente la deformación plástica de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn blandas; y de esta manera, las inclusiones basadas en sulfuro de Mn se alargaban fácilmente en la dirección longitudinal de los carriles.

En vista de estas circunstancias, los inventores de la presente invención estudiaron métodos para suprimir el alargamiento de las inclusiones basadas en sulfuro Mn. Como resultado de la realización del ensayo de fusión y el ensayo de laminado en caliente se observó que las inclusiones basadas en sulfuro de Mn se generaban a partir de varias clases de óxidos como núcleos. Adicionalmente, como resultado de investigar la dureza de los óxidos y las configuraciones de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn, se observó que podía suprimirse el alargamiento endureciendo las inclusiones que actuaban como núcleos en las inclusiones basadas en sulfuro de Mn.

Adicionalmente, los inventores de la presente invención estudiaron las inclusiones duras que actuaban como los núcleos de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn. Como resultado de realizar un ensayo de laboratorio usando óxidos con un alto punto de fusión, se encontró que el Ca, con un punto de fusión relativamente alto, formaba sulfuros y óxidos, y formaba agregados de CaO-CaS. Además, los inventores han encontrado que puesto que el CaS tiene una alta consistencia con las inclusiones basadas en sulfuro de Mn, las inclusiones basadas en sulfuro de Mn se generaban eficientemente en los agregados de los óxidos y sulfuros de Ca(CaO-CaS).

En este caso, la consistencia se refiere a una diferencia en las constantes de red (distancia interatómica) en los planos cristalinos en las estructuras cristalinas de dos metales. Cuanto menor es la diferencia mayor es la consistencia. Es decir, se considera que dos metales se unen fácilmente.

A continuación, los inventores de la presente invención realizaron un ensayo de fusión y un ensayo de laminado en caliente usando aceros que incluían Ca para verificar la observación anterior. Como resultado, se observó que las inclusiones basadas en sulfuro de Mn generadas a partir de los agregados de los óxidos y sulfuros de Ca(CaO-CaS) que actúan como los núcleos raramente se alargaban después del laminado en caliente; y en consecuencia, disminuyó el número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargadas en la dirección longitudinal.

Adicionalmente, como resultado de la realización de un ensayo de impacto usando los aceros, se observó que, con respecto a los aceros en los que se añadía Ca y el número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn era pequeño, disminuyó la aparición de fractura que se iniciaba de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargado; y como resultado mejoraron los valores de impacto.

Además, para suprimir adicionalmente el alargamiento de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn, los inventores de la presente invención estudiaron la relación entre la cantidad añadida de Ca y la cantidad añadida de S que posibilitaba que los óxidos y sulfuros formaran agregados realizando un ensayo de fusión y un ensayo de laminado en caliente. Como resultado, se observó que se generaba un número apropiado de sulfuros de Ca que se dispersaron finalmente controlando la relación de la cantidad añadida de S y la cantidad añadida de Ca; y en

consecuencia, era posible suprimir adicionalmente el alargamiento de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn después del laminado en caliente.

Adicionalmente, además de suprimir la generación de inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargadas que tienen un mal efecto sobre la tenacidad, los inventores de la presente invención estudiaron métodos que suprimían el crecimiento de grano de una estructura de austenita después del laminado en caliente usando inclusiones y óxidos basados en sulfuro de Mn. Como resultado del ensayo de fusión y el ensayo de laminado en caliente, se encontró que era necesario dispersar finamente óxidos e inclusiones basadas en sulfuro de Mn de tamaño nanométrico en lugar de los elementos de aleación usados anteriormente, en una estructura de austenita como elementos de punteado para suprimir de forma estable el crecimiento de grano de la estructura de austenita.

En vista de estas circunstancias, los inventores de la presente invención estudiaron métodos para dispersar finamente óxidos e inclusiones basadas en sulfuro de Mn. Como resultado, se observó que los óxidos de Mn y Zr no se agregaban, sino que se dispersaban fina y uniformemente. Adicionalmente, se observó que, puesto que tanto los óxidos basados en Mg como los óxidos de Zr tenían una buena consistencia con las inclusiones basadas en sulfuro de Mn, las inclusiones basadas en sulfuro de Mn también estaban finamente dispersadas con los óxidos finos como los núcleos.

A continuación, los inventores de la presente invención realizaron un ensayo de laminado en caliente usando aceros que incluían Mg y Zr. Como resultado, se observó que los óxidos de tamaño nanométrico y las inclusiones basadas en sulfuro de Mn se dispersaban finamente, y pudo suprimirse el crecimiento de grano de la estructura de austenita después del laminado en caliente. Adicionalmente, como resultado de la realización de un ensayo y un impacto usando estos aceros, se observó que los valores de impacto mejoraban por el refinado de una estructura de perlita en los aceros incluyendo Mg y Zr.

Los inventores de la presente invención realizaron un ensayo de fusión de aceros experimentales preparando aceros que incluían carbono a un contenido del 1,00% y P a un contenido en el intervalo de 0,0150% o menor, añadiendo diversos contenidos de S, y adicionalmente añadiendo Ca, Mg y Zr. A continuación, los inventores realizaron un ensayo de laminado de laboratorio que simulaba las condiciones de laminado equivalentes para raíles tal como para fabricar prototipos de raíles. Después, los valores de impacto de los prototipos se midieron mediante un ensayo de impacto y se estudiaron los efectos de la cantidad de S y los efectos de la adición de Ca, Mg y Zr sobre los valores de impacto. En este caso, la dureza de los materiales se ajustó a un nivel Hv de 400 controlando las condiciones de tratamiento con calor.

La Figura 2 muestra la relación entre la cantidad de S (ppm) y el valor de impacto. Con respecto a los aceros que incluían C a un contenido del 1,00% (marcas ●), se observó que, en el caso de que el contenido de P estuviera en el intervalo de 0,0150% o menor, los valores de impacto mejoraban si el contenido P se reducía al 0,0100% o menor. Además, a partir de los resultados de los aceros que incluían Ca (marcas ■), se observó que la generación de inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargadas se suprimía por la adición de Ca; y de esta manera mejoraron los valores de impacto. Adicionalmente, a partir de los resultados de los aceros que incluían Ca, Mg, y Zr (marcas Δ), se observó que los óxidos e inclusiones basadas en sulfuro de Mn de tamaño nanométrico se dispersaban finamente añadiendo Mg y Zr junto con Ca; y de esta manera mejoraron notablemente los valores de impacto.

Basándose en los resultados del estudio descrito anteriormente, se ha completado la presente invención con las características descritas anteriormente. Las características de la presente invención se describirán a continuación en la presente memoria.

(1) La razón por la que los componentes químicos de los aceros están limitadas:

Se describirá en detalle la razón por la que los componentes químicos de los aceros están limitadas dentro de los intervalos numéricos descritos anteriormente en el raíl de perlita de acuerdo con la presente invención.

El C es un elemento eficaz que acelera la transformación de perlita y asegura la resistencia al desgaste. En el caso de que la cantidad de C sea menor de 0,65%, en el presente sistema de componentes, no es posible mantener un nivel mínimo de resistencia o resistencia al desgaste requerido para los raíles. Además, en el caso de que la cantidad de C supere el 1,20%, se genera una gran cantidad de estructura de cementita proeutectoide gruesa; y de esta manera se degrada la resistencia al desgaste o tenacidad. Por lo tanto, la cantidad de C está limitada para que esté en un intervalo de 0,65% a 1,20%. En este caso, es preferible que la cantidad de C esté en un intervalo de 0,90% o mayor para asegurar suficientemente la resistencia al desgaste.

El Si es un elemento esencial como material desoxidante. Además, el Si es un elemento que aumenta la dureza (resistencia) de una parte de cabeza de un raíl mediante reforzado en solución sólida en la fase ferrita en una estructura de perlita. Adicionalmente, el Si es un elemento que suprime la generación de las estructuras de cementita proeutectoide en aceros hipereutectoides; y de esta manera, se suprime una disminución en la tenacidad. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Si sea menor de 0,05%, no es posible esperar suficientemente tales efectos. Además, en el caso de que la cantidad de Si supere el 2,00%, se genera un número de defectos

superficiales durante el laminado en caliente y la soldabilidad se degrada debido a la generación de óxidos. Adicionalmente, la capacidad de endurecimiento aumenta notablemente, y se genera una estructura de martensita que es perjudicial para la resistencia al desgaste y tenacidad de los raíles. Por lo tanto, la cantidad de Si está limitada a estar en un intervalo de 0,05% a 2,00%. En este caso, es preferible que la cantidad de Si esté en un intervalo de 0,20% a 1,30% para asegurar la capacidad de endurecimiento y suprimir la generación de la estructura de martensita que es perjudicial para la resistencia al desgaste o tenacidad.

El Mn es un elemento que aumenta la capacidad de endurecimiento y refina el espaciado lamelar de la perlita; y, de esta manera, se asegura la dureza de la estructura de perlita y mejora la resistencia al desgaste. Sin embargo, en el caso de la cantidad de Mn sea menor de 0,05%, tales efectos resultan pequeños y es difícil asegurar la resistencia al desgaste necesaria para los raíles. Además, en el caso de que la cantidad de Mn supere el 2,00%, la capacidad de endurecimiento aumenta notablemente y la estructura de martensita se genera fácilmente, lo que es dañino para la resistencia al desgaste o tenacidad. Por lo tanto, la cantidad de Mn añadida está limitada a estar en un intervalo de 0,05% a 2,00%. En este caso, es preferible que la cantidad de Mn esté en un intervalo de 0,40% a 1,30% para asegurar la capacidad de endurecimiento y suprimir la generación de la estructura de martensita que es perjudicial para la resistencia al desgaste o tenacidad.

El P es un elemento incluido inevitablemente en los aceros. La cantidad de P tiene una relación con la tenacidad y, si aumenta la cantidad de P, la estructura de perlita se hace quebradiza debido a la fragilidad de las fases ferrita y es fácil que ocurra la fractura quebradiza, es decir, la fractura del raíl. Por lo tanto, la cantidad de P es deseablemente pequeña para mejorar la tenacidad. Como resultado de la observación experimental la relación entre el valor de impacto y la cantidad de P se observó que en el caso de que la cantidad de P se redujera a 0,0150% o menor, la segregación de P se reducía notablemente, y se suprimió la fragilidad de la estructura de perlita que tenía un punto de inicio de fractura; y de esta manera los valores de impacto mejoraron en gran medida. A partir de estos resultados, la cantidad de P está limitada a estar en un intervalo de 0,0150% o menor. El límite inferior de la cantidad de P no está especificado; sin embargo, se considera que aproximadamente un 0,0020% es el límite inferior de la cantidad de P cuando realmente se fabrican raíles en vistas de la capacidad de desfosforación en un proceso de refinado.

Mientras tanto, un tratamiento para reducir la cantidad de P (reduciendo la cantidad de P) no solo va acompañado de un aumento en los costes de refinado sino también de la degradación de la productividad. Como resultado, en consideración de la eficiencia económica, es preferible que la cantidad de P esté en un intervalo de 0,0030% a 0,0100% para mejorar de forma estable los valores de impacto.

El S es un elemento incluido inevitablemente en los aceros. La cantidad de S tiene una relación con la tenacidad, y si la cantidad de S aumenta, la concentración de tensiones ocurre debido al engrosamiento de MnS o el aumento de la densidad de Mn; de esta manera es fácil que ocurra la fractura frágil, es decir, el daño al raíl. Por lo tanto, la cantidad de S es deseablemente pequeña para mejorar la tenacidad. Como resultado de observar experimentalmente la relación entre el valor de impacto y la cantidad de S, se observó que, si la cantidad de S se reducía a 0,0100% o menor, se redujo la cantidad de inclusiones basadas en sulfuro de Mn generadas que eran el punto de inicio de fractura, y adicionalmente se suprimió la fragilidad de la estructura de perlita por la supresión del alargamiento de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn o el refinado de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn debido a la adición de Ca, Zr o Mg. Como resultado, mejoró en gran medida el valor de impacto. A partir de estos resultados, la cantidad de S está limitada a estar en un intervalo de 0,0100% o menor. El límite inferior de la cantidad de S no está especificado; sin embargo, aproximadamente 0,0010% se considera que es el límite inferior de la cantidad de S cuando realmente se fabrican raíles en vista de la capacidad de sulfuración en un proceso de refinado.

Mientras tanto, un tratamiento para reducir la cantidad de S (reducción de la cantidad de S) no solo va acompañado de un aumento en los costes de refinado sino también de la degradación de la productividad. Como resultado, en consideración de la eficiencia económica, es preferible que la cantidad de S esté en un intervalo de 0,0060% o menor para suprimir la generación de inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargadas y mejorar de forma estable los valores de impacto.

Además, para mejorar adicionalmente los valores de impacto, es preferible que la cantidad de S esté en un intervalo de 0,0020% a 0,0035% para generar de forma estable inclusiones basadas en sulfuro de Mn finas que puntean la estructura de austenita y suprimen la generación de inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargadas.

El Ca es un elemento desoxidante y desulfurante, y agrega los óxidos y sulfuros de calcio (CaO-CaS) que se generan por la adición de Ca. Estos agregados actúan como núcleos para la generación de inclusiones basadas en sulfuro de Mn; de esta manera se suprime el alargamiento de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn después del laminado en caliente. Adicionalmente, se forman inclusiones basadas en sulfuro de Mn de tamaño nanométrico a partir de estos agregados como núcleos (formados utilizando los agregados como núcleos). El Ca es un elemento que tiene tales efectos funcionales. En el caso de que la cantidad de Ca sea menor de 0,0005%, tales efectos son pequeños y los agregados no pueden actuar suficientemente como núcleos para la generación de inclusiones basadas en sulfuro de Mn. En el caso de que la cantidad de Ca supere el 0,0200% la cantidad de CaO duro

independiente que no actúa como los núcleos para las inclusiones basadas en sulfuro de Mn aumenta dependiendo de la cantidad de oxígeno en un acero. Como resultado, la tenacidad de un acero para raíl se degrada en gran medida. Por lo tanto, la cantidad de Ca está limitada a estar en un intervalo de 0,0005% a 0,0200%.

5 Mientras tanto, es preferible que la cantidad de Ca esté en un intervalo de 0,0015% a 0,0150% para mejorar los valores de impacto suprimiendo de forma estable la generación de inclusiones basadas en sulfuro de Mn alargadas y suprimiendo por adelantado la generación de CaO duro que no actúa como los núcleos para las inclusiones basadas en sulfuro de Mn y es perjudicial para la tenacidad. Además, para mejorar adicionalmente los valores de impacto, es necesario generar de forma estable inclusiones basadas en sulfuro de Mn finas que puntean la estructura de austenita para suprimir el engrosamiento de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn. Por lo tanto, es más preferible que la cantidad de Ca esté en un intervalo de 0,0020% a 0,0080%.

10 Como se ha descrito anteriormente, S y Ca generan los agregados de los óxidos y sulfuros (CaO-CaS). Estos agregados actúan como núcleos para las inclusiones basadas en sulfuro de Mn; y por lo tanto los agregados afectan en gran medida al alargamiento de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn. Por lo tanto, es importante controlar la cantidad de S y la cantidad de Ca. En vista de estas circunstancias, aceros con cantidades variadas de S y Ca se sometieron a ensayo de fusión y se realizó un ensayo de laminado en caliente. Como resultado, se encontró que, en el caso de que las relaciones de la cantidad de Ca a la cantidad de S (S/Ca) estuvieran dentro de un intervalo específico, se generaba un número apropiado de ácidos y sulfuros de Ca y se dispersaban finamente; y de esta manera, era posible suprimir adicionalmente el alargamiento de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn después del laminado en caliente.

15 Específicamente en el caso de que el valor de S/Ca sea menor de 0,45, aumenta ligeramente la cantidad de CaO duro independiente que no actúa como núcleos para las inclusiones basadas en sulfuro de Mn. Como resultado, hay casos en los que se degrada la tenacidad de los aceros para raíl. En el caso de que el valor de S/Ca supere 3,00, se reduce el número de agregados de sulfuros (CaO-CaS) que actúan como núcleos para las inclusiones basadas en sulfuro de Mn; y de esta manera, se promueve el alargamiento de inclusiones basadas en sulfuro de Mn. Como resultado, hay casos en los que se degrada la tenacidad de los aceros para raíl. Por lo tanto, es preferible que la relación S/Ca esté en un intervalo de 0,45 a 3,00.

20 La presente invención preferentemente incluye cualquiera o de o ambos Mg y Zr.

25 El Mg es un elemento desoxidante que principalmente se une con el O para formar un complejo de óxidos (MgO) y sulfuros (MgS) finos de tamaño nanométrico. Las inclusiones basadas en sulfuro de Mn de tamaño nanométrico se forman a partir de complejos como núcleos (formados utilizando los complejos como núcleos). Como resultado, se suprime el crecimiento del grano de una estructura de austenita después del laminado en caliente; y, de esta manera, se refina la estructura del acero para raíl. Como resultado, es posible mejorar la tenacidad de una estructura de perlita. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Mg sea menor de 0,005%, la cantidad generada de los complejos de óxidos (MgO) y sulfuros (MgS) finos es pequeña; y de esta manera no puede obtenerse suficientemente el efecto de suprimir el crecimiento de grano de una estructura de austenita después del laminado en caliente. En el caso de que la cantidad de Mg supere 0,0200%, se generan óxidos gruesos de Mg; y de esta manera, se degrada la tenacidad de los raíles y simultáneamente ocurre daño por fatiga a partir de los óxidos gruesos. Por lo tanto, la cantidad de Mg está limitada a estar en un intervalo de 0,0005% a 0,0200%.

30 En este caso, es preferible que la cantidad de Mg esté en un intervalo de 0,0010% a 0,0050% para mejorar los valores de impacto asegurando suficientemente la cantidad generada de óxidos finos (MgO) que puntean una estructura de austenita y la cantidad generada de los complejos de los óxidos (MgO) y sulfuros (MgS) que forman las inclusiones basadas en sulfuro de Mn de un tamaño nanométrico y suprime suficientemente la generación de óxidos gruesos que son perjudiciales para el daño por fatiga.

35 El Zr es un elemento desoxidante que está unido principalmente con el O tal como para formar óxidos finos de tamaño nanométrico (ZrO₂). Estos óxidos se dispersan fina y uniformemente y, adicionalmente, las inclusiones basadas en sulfuro de Mn de tamaño nanométrico se forman a partir de los óxidos como núcleos (formados utilizando los óxidos como núcleos). Como resultado, se suprime el crecimiento de grano de una estructura de austenita después del laminado en caliente; de esta manera, se refina la estructura de un acero para raíl. Como resultado, es posible mejorar la tenacidad de una estructura de perlita. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Zr sea menor de 0,0005%, la cantidad generada de óxidos finos (ZrO₂) es pequeña; de esta manera no puede obtenerse suficientemente el efecto de suprimir el crecimiento de grano de una estructura de austenita después del laminado en caliente. En el caso de que la cantidad de Zr supere 0,0100% se generan óxidos gruesos de Zr; de esta manera, se degrada la tenacidad de los raíles y, simultáneamente, ocurre daño por fatiga a partir de los precipitados gruesos. Por lo tanto, la cantidad de Zr añadido está limitada a estar en un intervalo de 0,0005% a 0,0100%.

40 Mientras tanto, es preferible que la cantidad de Mn esté en un intervalo de 0,0010% a 0,0050% para mejorar los valores de impacto asegurando suficientemente la cantidad generada de óxidos finos (ZrO₂) que puntean una estructura de austenita y la cantidad generada de óxidos (ZrO₂) que forman inclusiones basadas en sulfuro de Mn de tamaño nanométrico y suprimiendo suficientemente la generación de óxidos gruesos que son perjudiciales para

el daño por fatiga.

Si fuera necesario, los raíles fabricados en la composición de componentes descrita anteriormente preferentemente incluyen uno o más elementos seleccionados del grupo que consiste en Co, Cr, Mo, V, Nb, B, Cu, Ni, Ti, Al y N con el fin de mejorar la dureza (resistencia) de una estructura de perlita o una estructura de ferrita proeutectoide, la mejora en la tenacidad, la prevención del reblandecimiento en las zonas afectadas por soldadura térmica y el control de la distribución de la dureza en la sección transversal dentro de la parte de cabeza del raíl.

En lo sucesivo en la presente memoria, se mostrarán los fines principales y efectos funcionales de la adición de los elementos descritos anteriormente.

El Co refina una estructura lamelar en una superficie de contacto con el laminado y disminuye el diámetro de grano de ferrita; y de esta manera, se aumenta la resistencia al desgaste de una estructura de perlita. Cr y Mo aumentan el punto de transformación de equilibrio y principalmente refinan la separación lamelar de perlita; y de esta manera, se asegura la dureza de una estructura de perlita. V y Nb generan carburos y nitruros en un proceso de laminado en caliente y un proceso de enfriamiento posterior; y, de esta manera, se suprime el crecimiento de los granos de austenita. Adicionalmente, V y Nb precipitan y endurecen en una estructura de ferrita y una estructura de perlita; y de esta manera se mejoran la tenacidad y la dureza de una estructura de perlita. Además, V y Nb generan de forma estable carburos y nitruros; de esta manera se evita el reblandecimiento de la junta soldada de las zonas afectadas por calor.

El B reduce la dependencia de la temperatura de transformación de perlita sobre la velocidad de enfriamiento; y de esta manera, se hace uniforme la distribución de dureza en la parte de cabeza del raíl. El Cu se solubiliza en sólido en una estructura de ferrita y en una fase ferrita en una estructura de perlita; y de esta manera aumenta la dureza de la estructura de perlita. El Ni mejora la dureza y tenacidad de una estructura de ferrita y una estructura de perlita y, simultáneamente, el Ni evita el reblandecimiento de las zonas afectadas por calor de una junta soldada. El Ti refina la estructura en las zonas afectadas por calor soldadas y evita la fragilidad de las zonas afectadas por calor de una junta soldada. El Al eleva la temperatura de transformación eutectoide a una mayor temperatura y aumenta la dureza de una estructura de perlita. El N se segrega en los límites de grano de austenita; y de esta manera se acelera la transformación de perlita. Además, el N refina el tamaño de los bloques de perlita y de esta manera se mejora la tenacidad.

En lo sucesivo en la presente memoria, se describirá en detalle la razón por la que las cantidades de estos componentes están limitadas.

El Co se solubiliza como sólido en una fase ferrita en una estructura de perlita. Teóricamente, la estructura de ferrita fina formada por el contacto con las ruedas en la superficie de contacto de laminado de la parte de cabeza del raíl se refina adicionalmente; y como resultado se mejora la resistencia al desgaste. En el caso de que la cantidad de Co sea menor que 0,01%, no se consigue el refinado de la estructura de ferrita y, por lo tanto, no es posible esperar el efecto de mejorar la resistencia al desgaste. Además, incluso en el caso de que la cantidad de Co supere el 1,00% el efecto descrito anteriormente está saturado; y, por lo tanto, no se consigue el refinado de la estructura de ferrita que corresponde a la cantidad añadida de Co. Además, un aumento en el coste para añadir elementos de aleación degrada la eficiencia económica. Por lo tanto, la cantidad de Co está limitada a estar en un intervalo de 0,01% a 1,00%.

El Cr aumenta la temperatura de transformación en equilibrio y, en consecuencia, el Cr refina la estructura de ferrita y la estructura de perlita; y de esta manera, el Cr contribuye a un aumento de la dureza (resistencia). Al mismo tiempo, el Cr refuerza la fase cementita y, de esta manera, se mejora la dureza (resistencia) de la estructura de perlita. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Cr sea menor del 0,01%, tal efecto es pequeño y no se observa en absoluto el efecto de mejorar la dureza del acero para raíl. En el caso de que el Cr sea añadida excesivamente en una cantidad de más del 2,00%, aumenta la capacidad de endurecimiento y se genera estructura de martensita. De esta manera, el daño por descascarillado partiendo de la estructura de martensita ocurre en las porciones de esquina de la cabeza y la parte superior de la cabeza; y como resultado, se degrada la resistencia al daño en la superficie. Por lo tanto, la cantidad de Cr está limitada a estar en un intervalo de 0,01% a 2,00%.

El Mo, de forma similar al Cr, aumenta la temperatura de transformación en equilibrio y, en consecuencia, el Mo refina la estructura de ferrita y la estructura de perlita y, de esta manera, el Mo contribuye a un aumento de la dureza (resistencia). Por lo tanto, el Mo es un elemento que mejora la dureza (resistencia). Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Mo sea menor que 0,01%, tal efecto resulta pequeño, y no se observa en absoluto el efecto de mejorar la dureza de los aceros para raíl. En el caso de que el Mo se añada excesivamente a una cantidad mayor del 0,50%, se degrada notablemente la velocidad de transformación. De esta manera, el daño por descascarillado partiendo de la estructura de martensita ocurre en las porciones de esquina de la cabeza y la parte superior de la cabeza; y como resultado se degrada la resistencia al daño en la superficie. Por lo tanto, la cantidad de Mo está limitada a estar en un intervalo de 0,01% a 0,50%.

El V refina los granos de austenita debido al efecto de punteado de carburos de V y nitruros de V en el caso de que

- se realice un tratamiento térmico a altas temperaturas. Adicionalmente, el V aumenta la dureza (resistencia) de la estructura de ferrita y la estructura de perlita debido al endurecimiento por precipitación de los carburos de V y nitruros de V generados en el proceso de enfriamiento después del laminado en caliente y, simultáneamente, el V mejora la tenacidad. El V es un elemento eficaz para obtener estos efectos. Además, en las porciones afectadas por calor que se recalientan a una temperatura en un intervalo de Ac1 o menor, el V es un elemento eficaz para evitar el reblandecimiento de las zonas afectadas por calor de la junta soldada generando carburos de V y nitruros de V en un intervalo de temperatura relativamente alta. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de V sea menor de 0,005%, tal efecto no puede esperarse suficientemente, y no se observa mejora en la dureza y la tenacidad de la estructura de ferrita y la estructura de perlita. En el caso de que la cantidad de V supere el 0,50%, el endurecimiento por precipitación de los carburos y nitruros de V resulta excesivo, y se degrada la tenacidad de la estructura de ferrita y la estructura de perlita. De esta manera, ocurre daño por descascarillado en las porciones de la esquina de la cabeza y la parte superior de la cabeza; y como resultado, se degrada la resistencia al daño de la superficie. Por lo tanto, la cantidad de V está limitada a estar en un intervalo de 0,005% a 0,50%.
- El Nb, de forma similar al V, refina los granos austeníticos debido al efecto de punteado de los carburos de Nb y nitruros de Nb en el caso de que se realice un tratamiento térmico a altas temperaturas. Adicionalmente, el Nb aumenta la dureza (resistencia) de la estructura de ferrita y la estructura de perlita debido al endurecimiento por precipitación de carburos de Nb y nitruros de Nb generados en el proceso de enfriamiento después del laminado en caliente y, simultáneamente, el Nb mejora la tenacidad. El Nb es un elemento eficaz para obtener estos efectos. Además, en las porciones afectadas por el calor que se recalientan a una temperatura en el intervalo de Ac1 o menor, el Nb es un elemento eficaz para evitar el reblandecimiento de las zonas afectadas por calor de una junta soldada generando de forma estable los carburos de Nb y los nitruros de Nb desde un intervalo de baja temperatura hasta un intervalo de alta temperatura. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Nb sea menor de 0,002%, tal efecto no puede esperarse, y no se observa la mejora en la dureza y la tenacidad de la estructura de ferrita y la estructura de perlita. En el caso de que la cantidad de Nb supere el 0,050%, el endurecimiento por precipitación de los carburos y nitruros de Nb resulta excesivo, y se degrada la tenacidad de la estructura de ferrita y la estructura de perlita. De esta manera, ocurre daño por descascarillado en las porciones de esquina de la cabeza y la parte superior de la cabeza; y como resultado se degrada la resistencia al daño en la superficie. Por lo tanto, la cantidad de Nb está limitada a estar en un intervalo de 0,002% a 0,050%.
- El B forma borocarburos de hierro ($\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$) en los límites de grano de austenita y el B acelera la transformación de perlita. Este efecto de acelerar la transformación de perlita reduce la dependencia de la temperatura de transformación de perlita de la velocidad de enfriamiento; y de esta manera se consigue una distribución de dureza más uniforme de la parte de superficie de la cabeza a la parte interior de un raíl. Por lo tanto, es posible ampliar el periodo utilizable del raíl. En el caso de que la cantidad de B sea menor de 0,0001%, estos efectos no son suficientes y no se observa una mejora en la distribución de la dureza en la parte de cabeza del raíl. En el caso de que la cantidad de B supere el 0,0050%, se generan borocarburos de hierro gruesos y de esta manera se degrada la tenacidad. Por lo tanto, la cantidad de B está limitada a estar en un intervalo de 0,0001% a 0,0050%.
- El Cu es un elemento que se solubiliza como un sólido en una estructura de ferrita y en una fase ferrita en una estructura de perlita, y el Cu mejora la dureza (resistencia) de una estructura de perlita debido al reforzamiento en solución sólida. En el caso de que la cantidad de Cu sea menor de 0,01% no pueden esperarse estos efectos. En el caso de que la cantidad de Cu supere 1,00%, la estructura de martensita, que es perjudicial para la tenacidad, genera por una notable mejora de la capacidad de endurecimiento. De esta manera, ocurre daño por descascarillado en las porciones de esquina de la cabeza y la parte superior de la cabeza; y como resultado se degrada la resistencia al daño en la superficie. Por lo tanto, la cantidad de Cu está limitada a estar en un intervalo de 0,01% a 1,00%.
- El Ni es un elemento que mejora la tenacidad de una estructura de ferrita y una estructura de perlita y simultáneamente, el Ni aumenta la dureza (resistencia) por reforzamiento en solución sólida. Adicionalmente, el Ni precipita finamente el compuesto intermetálico de Ni_3Ti , que es un compuesto complejo con Ti, en las zonas afectadas por calor de la soldadura; y se suprime de esta manera el reblandecimiento por reforzamiento por precipitación. En el caso de que la cantidad de Ni sea menor de 0,01%, estos efectos son extremadamente pequeños. En el caso de que la cantidad de Ni supere el 1,00%, se degrada notablemente la tenacidad de una estructura de ferrita y una estructura de perlita. De esta manera ocurre daño por descascarillado en las porciones de esquina de la cabeza y la parte superior de la cabeza; y como resultado, se degrada la resistencia al daño de la superficie. Por lo tanto, la cantidad de Ni está limitada a estar en un intervalo de 0,01% a 1,00%.
- El Ti es un elemento eficaz que refina la estructura de las zonas afectadas por calor que se calientan hasta un intervalo de austenita utilizando el hecho de que los carburos de Ti y los nitruros de Ti, que precipitan durante el recalentamiento en soldadura, no se funden; y de esta manera el Ti evita la fragilidad de las porciones de la junta soldada. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Ti sea menor de 0,0050%, estos efectos son pequeños y en el caso de que la cantidad de Ti supere el 0,0500%, se generan carburos gruesos de Ti y nitruros de Ti; y de esta manera se degrada la tenacidad de un raíl. Al mismo tiempo, ocurre daño por fatiga debido a los precipitados gruesos. Por lo tanto, la cantidad de Ti está limitada a estar en un intervalo de 0,0050% a 0,050%.

El Al es un elemento esencial como un material desoxidante. Además, el Al es un elemento que eleva la temperatura de transformación eutectoide a una temperatura mayor y el Al contribuye a un aumento en la dureza (resistencia) de una estructura de perlita. En el caso de que la cantidad de Al sea 0,0100% o menor, estos efectos son pequeños. En el caso de que la cantidad de Al supere 1,00%, resulta difícil solubilizar en sólido el Al en un acero; y de esta manera se generan inclusiones basadas en alúmina gruesas. De esta manera la tenacidad de un raíl se degrada y simultáneamente ocurre daño por fatiga debido a los precipitados gruesos. Adicionalmente se generan óxidos durante la soldadura; y de esta manera se degrada notablemente la soldabilidad. Por consiguiente, la cantidad de Al está limitada a estar en un intervalo de más de 0,0100% a 1,00%.

El N se segrega en los límites de grano de austenita; de esta manera el N acelera la transformación de ferrita y la transformación de perlita a partir de los límites de grano de austenita. Como resultado, el tamaño de los bloques de perlita se refina principalmente; de esta manera es posible mejorar la tenacidad. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de N sea menor de 0,0060%, estos efectos son pequeños. En el caso de que la cantidad de N supere el 0,0200%, resulta difícil solubilizar en sólido el N en un acero. Como resultado, se generan burbujas de aire que actúan como puntos de partida del daño por fatiga; y de esta manera ocurre daño por fatiga dentro de la parte de cabeza del raíl. Por lo tanto, la cantidad de N está limitada a estar en un intervalo de 0,0060% a 0,0200%.

(2) Las razones por la que las regiones y la dureza de la estructura de perlita en la parte de la superficie de la cabeza 3a del raíl están limitadas:

A continuación, se describirán las razones por las que la parte de la superficie de la cabeza 3a de un raíl incluye una estructura de perlita y la dureza Hv de la misma está limitada a estar en un intervalo de 320 a 500.

En primer lugar, se describirá la razón por la que la dureza Hv de una estructura de perlita está limitada a estar en un intervalo de 320 a 500.

En el presente sistema de componentes, en el caso de que la dureza Hv de la estructura de perlita sea menor de 320, resulta difícil asegurar la resistencia al desgaste de la parte de la superficie de la cabeza 3a del raíl; y de esta manera, se reduce el periodo utilizable del raíl. Además, ocurre daño por descascarillado en la superficie de contacto con el laminado debido a la deformación plástica; y de esta manera, se degrada en gran medida la resistencia a los daños en superficie en la parte de superficie de la cabeza 3a del raíl. Además, en el caso de que la dureza Hv de una estructura de perlita supere 500, la tenacidad de la estructura de perlita se degrada en gran medida; y de esta manera se degrada la resistencia al daño en la parte de la superficie de la cabeza 3a del raíl. Por lo tanto, la dureza Hv de la estructura de perlita está limitada a estar en un intervalo de 320 a 500.

A continuación, se describirá la razón por la que un intervalo necesario para incluir una estructura de perlita que tiene una dureza Hv en un intervalo de 320 a 500 está limitado a la parte de la superficie de la cabeza 3a de un acero para raíl.

En este caso, la parte de la superficie de la cabeza 3a de un raíl se refiere a, como se muestra en la Fig. 1, una parte que varía desde las superficies de las porciones de esquina de la cabeza 2 y la parte superior de la cabeza 1 hasta una profundidad de 10 mm (área de la línea sólida diagonal). Si se dispone una estructura de perlita que tiene los componentes descritos anteriormente en la parte de la superficie de la cabeza 3a, se suprime la abrasión debida al contacto con las ruedas; y de esta manera se mejora la resistencia al desgaste del raíl.

Además, es preferible disponer una estructura de perlita que tenga una dureza Hv en un intervalo de 320 a 500 en una parte 3b que varía desde las superficies de las porciones de esquina de la cabeza 2 y la parte superior de cabeza 1 hasta una profundidad de 20 mm, es decir, al menos en el área de la línea de puntos diagonal en la Fig. 1. De esta manera, se asegura adicionalmente la resistencia al desgaste incluso en el caso de que ocurra abrasión en el interior más profundo de la parte de cabeza del raíl debido al contacto con las ruedas; y de esta manera mejora el periodo utilizable de los raíles. Por lo tanto, es preferible disponer una estructura de perlita que tenga una dureza Hv en un intervalo de 320 a 500 en o cerca de las proximidades de la superficie de la parte de cabeza del raíl 3 con el que entran en contacto principalmente las ruedas, y otras porciones pueden tener una estructura metalográfica distinta de la estructura de perlita.

Mientras tanto, con respecto a un método para obtener una estructura de perlita que tenga una dureza Hv en un intervalo de 320 a 500 en o cerca de las proximidades de la superficie de la parte de cabeza del raíl 3, como se describe más adelante, es preferible realizar un enfriamiento acelerado sobre la parte de cabeza del raíl 3 que incluye una región de austenita en un estado de alta temperatura después del laminado en caliente o recalentamiento.

Entre la parte de cabeza del raíl 3 en la presente invención, es preferible que la estructura metalográfica en la parte de la superficie de la cabeza 3a o en la parte 3b que varía hasta una profundidad de 20 mm y que incluye la parte de la superficie de la cabeza 3a consista en la estructura de perlita descrita anteriormente. Sin embargo, dependiendo de las composiciones de componentes de un raíl y las condiciones de los tratamientos térmicos y métodos de fabricación y los casos en los que la estructura de perlita se mezcla en la estructura de ferrita proeutectoide, la

estructura de cementita proeutectoide, estructura de bainita y estructura de martensita en una pequeña cantidad, por ejemplo una relación de área del 5% o menor. Incluso en el caso de que las estructuras descritas anteriormente están contenidas a un contenido del 5% o menor, estas estructuras no tienen un efecto adverso mayor sobre la resistencia al desgaste y tenacidad de la parte de cabeza del raíl 3. Por lo tanto, la estructura de perlita descrita anteriormente puede incluir estructuras mezcladas con estructura de ferrita proeutectoide, estructura de cementita proeutectoide, estructura de bainita, estructura de martensita o similares en una relación de área del 5% o menor.

En otras palabras, entre la parte de cabeza del raíl 3 en la presente invención, un 95% o mayor de la estructura metalográfica en la parte de la superficie de la cabeza 3a o la parte 3b que varía hasta una profundidad de 20 mm y que incluye la parte de la superficie de la cabeza 3a es necesario que sea una estructura de perlita, y es preferible que un 98% o mayor de la estructura metalográfica en la parte de cabeza sea una estructura de perlita para asegurar suficientemente la resistencia al desgaste y la tenacidad.

Mientras tanto, en las columnas de "microestructura" en las Tablas 1 y 2 a continuación, la descripción de "pequeña cantidad" se refiere a un contenido del 5% o menor, y las estructuras distintas de una estructura de perlita sin la descripción "pequeña cantidad" significan que las estructuras están incluidas en una cantidad de más del 5% (fuera del intervalo de la presente invención).

(3) La razón por la que el número (por área unitaria) de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen un eje principal (longitudes principales) en el intervalo de 10 μm a 100 μm está limitado:

Se describirá en detalle la razón por la que, en la presente invención, la longitud del eje principal (longitud principal) de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn en una sección transversal arbitraria tomada a lo largo de la dirección longitudinal, que son los sujetos de evaluación, está limitada a estar en un intervalo de 10 μm a 100 μm .

Como resultado de la investigación de la longitud del eje principal de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn y el rendimiento por daño real de los raíles reales (estado de daño cuando realmente se usan los raíles), en el presente sistema de componentes, se observó que la fractura de los raíles ocurría desde las porciones de extremo de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn en las cuales ocurría concentración de tensiones. En vista de estas circunstancias, los aceros se ensayaron en estado fundido para incluir inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tenían diversas longitudes del eje principal, y se realizó un ensayo de laminado en caliente. Como resultado, se observó que había una buena relación entre el número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tenían longitudes del eje principal en un intervalo de 10 μm a 100 μm y la resistencia al daño del raíl. En consecuencia, la longitud del eje principal de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn elegible para sujetos de evaluación, teniendo en cuenta estas cifras, está limitada a un intervalo de 10 μm a 100 μm .

Mientras tanto, las inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen una longitud del eje principal en la que ocurre notablemente la concentración de tensiones, tienen un efecto grande sobre la resistencia al daño y las inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen una longitud corta del eje principal tienen un efecto pequeño sobre la resistencia al daño. Sin embargo, en el acero de acuerdo con la presente invención, hay un pequeño número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen una longitud que supera los 100 μm que no son adecuadas para identificar las características de los aceros. Y las inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen una longitud de menos de 10 μm tienen un pequeño efecto sobre la resistencia al daño. Por lo tanto, las inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen las longitudes descritas anteriormente del eje principal (longitudes principales) se usan como sujetos de evaluación.

A continuación, se describirá en detalle la razón por la que el número (por área unitaria) de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 μm a 100 μm en una sección transversal arbitraria tomada a lo largo de la dirección longitudinal (una sección transversal paralela a la dirección longitudinal de un raíl) está limitado a estar en un intervalo de 10/mm² a 200/mm².

En el caso de que el número total (por área unitaria) de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 μm a 100 μm supere 200/mm², en el presente sistema de componentes, el número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn resulta excesivo; y de esta manera, la posibilidad de daño del raíl aumenta debido a la generación de concentración de tensiones en o en las proximidades de las inclusiones. Incluso en términos de las características mecánicas del acero, no es posible mejorar el valor de impacto. En el caso de que el número total (por área unitaria) de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 μm a 100 μm sea menor de 10/mm², en el presente sistema de componentes, los sitios de atrapamiento que absorben el hidrógeno que permanece inevitablemente en el acero, se reducen notablemente. De esta manera, aumenta la posibilidad de inducir defectos de hidrógeno (fragilidad por hidrógeno); y de esta manera la resistencia al daño del raíl se ve afectada. Como resultado, el número total (por área unitaria) de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 μm a 100 μm está limitado a estar en un intervalo de 10/mm² a 200/mm².

Mientras tanto, en la presente limitación, las inclusiones basadas en sulfuro de Mn se refieren tanto a inclusiones basadas en sulfuro de Mn generadas a partir de los agregados de óxidos y sulfuros de calcio (CaO-CaS) como

núcleos y otras inclusiones basadas en sulfuro de Mn como sujetos de evaluación.

Además, con respecto al número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn, se toma una muestra de una sección transversal tomada a lo largo de la dirección longitudinal de la parte de cabeza del raíl 3, en la que el daño del raíl resulta obvio como se muestra en la Fig. 3 y se realiza la medición de las inclusiones basadas en sulfuro. La sección transversal en la dirección longitudinal del raíl de cada una de las muestras tomadas se pule especularmente, y las inclusiones basadas en sulfuro de Mn se investigan en una sección transversal arbitraria con un microscopio óptico. Después, se cuenta el número de inclusiones que tienen los tamaños limitados anteriormente y se calcula como el número por área de sección transversal unitaria. El valor típico de cada acero para raíl se obtiene a partir del valor promedio de los números por área de la sección transversal unitaria de estos 20 campos de visión. La zona (parte) que se usará para investigar las inclusiones basadas en sulfuro de Mn no está particularmente limitada; sin embargo, es preferible observar una parte que varía desde la superficie de la parte de cabeza de raíl 3, que actúa como punto de partida del daño, hasta una profundidad de 3 a 10 mm.

Además, para mejorar de forma estable la resistencia a la fractura de un raíl disminuyendo adicionalmente el efecto de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn, que actúan como los puntos de partida de la fractura y suprimiendo los defectos de supresión de hidrógeno por adelantado, es preferible controlar el número total (por área unitaria) de las inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 nm a 100 nm para que estén en un intervalo de 20/mm² a 180/mm².

(4) La razón por la que el número (por área unitaria) de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm está limitado:

En la presente invención es preferible que los óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuros de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm estén presentes en una cantidad por área unitaria en un intervalo de 500/mm² a 50.000/mm² en una sección transversal arbitraria.

Se describirá en detalle la razón por la que los diámetros de grano de los óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn, que son los sujetos de evaluación, está limitado a un intervalo de 5 nm a 100 nm.

En el caso de que los diámetros de grano de los óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn está en un intervalo de 5 nm a 100 nm, se obtiene un efecto de punteado suficiente en los límites de grano cuando se generan en una estructura de austenita. De esta manera, se observó que, sin afectar adversamente a la resistencia al daño de un raíl, en consecuencia, se refinó una estructura de perlita; y de esta manera la tenacidad se mejoró de forma fiable. Por lo tanto, los diámetros de grano de los óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn elegibles para los sujetos de evaluación están limitados a estar en un intervalo de 5 nm a 100 nm.

Mientras tanto, con respecto al efecto de punteado, cuantas más inclusiones que tengan diámetros de grano fino estén presentes, mayor será el efecto. Sin embargo, con respecto a los óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de menos de 5 nm, es extremadamente difícil medir el número de las mismas. Además, con respecto a los óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de más de 100 nm, no puede obtenerse el efecto de punteado descrito anteriormente. De esta manera, los óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen los diámetros de grano descritos anteriormente se usan como sujetos de evaluación.

A continuación, respecto a las configuraciones preferibles, se describirá en detalle la razón por la que la cantidad (número) (por mm²) de óxidos basados en Mn, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm en una sección transversal arbitraria en la dirección longitudinal está limitada a estar en un intervalo de 500 a 50.000.

En el caso de que el número total (por área unitaria) de los óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm sea menor de 500/mm², el efecto de punteado no se obtiene suficientemente en una estructura de austenita después del laminado en caliente. Como resultado, una estructura de perlita resulta engrosada y la tenacidad del raíl no se mejora. En el caso de que el número total (por área unitaria) de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm supere 50.000/mm², ocurre precipitación excesivamente y una estructura de perlita se hace quebradiza; de esta manera, se degrada la tenacidad del raíl. Por lo tanto el número total (por área unitaria) de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm está limitado a estar en un intervalo de 500/mm² a 50.000 mm².

Mientras tanto, en la presente limitación, los óxidos basados en Mg y los óxidos de Zr se refieren a óxidos que parcialmente incluyen óxidos complejos tales como sulfuro de Mn o similares. Además, las inclusiones basadas en

sulfuro de Mn se refieren a inclusiones generadas a partir de óxidos finos tales como óxidos de Mg, óxidos de Zr, óxidos de Ca o similares, como núcleos.

El diámetro de grano y el número de óxidos basados en Mg, los óxidos de Zr y las inclusiones basadas en sulfuro de Mn se observan y se miden de la siguiente manera. En primer lugar, se toma una película fina de una sección transversal arbitraria mostrada en la Figura 4, y la película fina se observa a un aumento de 50.000 a 500.000 usando un microscopio electrónico de transmisión. El diámetro de grano de los precipitados se obtiene midiendo el área de cada precipitado a través de la observación y cálculo del diámetro de un círculo que tiene la misma área que la del precipitado.

Los precipitados se observan a 20 campos de visualización y se cuenta el número de precipitados que tienen diámetros en un intervalo predeterminado de 5 nm a 100 nm y se calcula el número por área unitaria a partir del número contado. El valor típico de un acero para raíl se obtiene a partir del valor promedio de estos 20 campos de visualización. Mientras tanto, la zona (parte) que se va a usar para investigar los óxidos basados en Mg, los óxidos de Zr y las inclusiones basadas en sulfuro de Mn no está particularmente limitada; sin embargo, es preferible observar una parte que varía desde la superficie de la parte de la superficie de cabeza del raíl 3a hasta una profundidad de 3 mm a 10 mm, que requiere tenacidad.

(5) Método para fabricar el acero para raíl (raíl) de acuerdo con la presente invención:

El método para fabricar el acero para raíl de acuerdo con la presente invención incluye la composición de componentes descrita anteriormente y la microestructura no está particularmente limitada; sin embargo, en general, el acero para raíl se fabrica por el siguiente método. En primer lugar, la fusión se realiza tal como para obtener acero fundido con un horno de fusión usado habitualmente, tal como un horno convertidor, un horno eléctrico o similares. Después, el acero fundido se somete a preparación de lingotes y un método de formación de tochos o un método de colada continua tal como para fabricar un tocho (un lingote de acero) para laminado. Adicionalmente, el tocho se recalienta a 1.200 °C o mayor, y después el tocho se somete a varias pasadas de laminado en caliente y se moldea en raíles. Posteriormente, se realizan tratamientos térmicos (recalentamiento y enfriamiento) tal como para fabricar un raíl.

En particular, en la etapa de metal caliente, se realiza la desulfuración y desfosforación generales (tratamiento de desfosforación y desulfuración) y adicionalmente se realiza una desulfuración y desfosforación suficientes en un horno de fusión usado habitualmente, tal como un horno convertidor, un horno eléctrico o similares (tratamiento de desfosforación y desulfuración). A continuación, se añade Ca para controlar las inclusiones basadas en sulfuro de Mn. Adicionalmente, según con las necesidades, se añaden Mg y Zr para dispersar finamente los óxidos de tamaño nanométrico y las inclusiones basadas en sulfuro de Mn.

Los detalles de las condiciones de fabricación se mostrarán a continuación.

En la etapa de metal caliente, es preferible realizar un tratamiento de desfosforación general y un tratamiento de desulfuración de una manera cuidadosa para conseguir la reducción de las cantidades de P y S.

Respecto a la desulfuración, es preferible añadir CaO lentamente y de forma suficiente en un cucharón de metal caliente (una etapa anterior al refinado en un horno convertidor) y eyectar CaS como escoria.

Mientras tanto, la adición de CaO es un método utilizado en el caso donde el S se reduce desde un metal caliente que tiene una cantidad extremadamente grande de S. A diferencia de la adición de CaO-Si que se añade para generar agregados de óxidos y sulfuros de calcio (CaO-CaS) como se describe más adelante, este método no tiene influencia.

Respecto a la desfosforación, es preferible, al refinar en un horno convertidor, eyectar escoria a la mitad del refinado para evitar que el P se funda de nuevo desde la escoria incluyendo el P (P_2O_5 o similares) separado por desfosforación.

A continuación, se añade Ca tal como para controlar las inclusiones basadas en sulfuro de Mn.

Es preferible añadir Ca en un proceso de refinado antes de la colada. Un método de adición preferible de Ca es cualquiera de la adición de alambres de aleación de Ca (aleación Ca-Si o similar) o lingotes de aleación de Ca en un cucharón o inyectar un polvo de aleación de Ca.

Como la aleación de Ca, se usa una aleación de Ca-Si (50Ca-50Si o similar), una aleación de Fe-Si-Ca (Fe-30Si-30Ca o similar) y una aleación de Ni-Ca (90Ni-10Ca o similar). Puesto que la presión de vapor del Ca es alta, si se añade Ca puro, ocurren salpicaduras en un acero fundido o la escoria sobre la superficie del acero fundido se ve envuelta en el acero fundido; y de esta manera se degrada la pureza del acero fundido. Además, la tasa de rendimiento se hace baja. En consecuencia, se realiza ampliamente la adición de una aleación de Ca, por ejemplo una aleación de Ca-Si. En comparación con Ca puro, la actividad de Ca se reduce en la aleación de Ca. Por lo tanto,

en el caso de añadir la aleación de Ca, la vaporización durante la adición resulta relativamente moderada y la tasa de rendimiento también mejora.

5 Cuanto menor es la concentración de Ca en la aleación, más mejora la tasa de rendimiento y también se suprime la generación de salpicaduras durante la adición. Por lo tanto, la baja concentración de Ca en la aleación es preferible. Sin embargo, puesto que se incluyen elementos distintos de Ca (Si o similares) en el caso donde la concentración de Ca es baja, es necesario seleccionar cuidadosamente la composición de la aleación de Ca.

10 Para evitar la agregación o segregación de los agregados de los óxidos y sulfuros de calcio (CaO-CaS), es preferible agitar el acero fundido por burbujeo de Ar o similar en el cucharón después de la adición de la aleación de Ca tal como para hacer que la concentración de Ca sea uniforme y hacer flotar las inclusiones de gran tamaño. En el caso de que una cantidad del acero fundido sea 200 t o mayor, es preferible realizar la agitación durante aproximadamente 5 minutos a 10 minutos. Una agitación excesiva provoca la agregación de inclusiones; y de esta manera las inclusiones se engrosan. Por lo tanto, no es preferible una agitación excesiva.

15 Desde el punto de vista de asegurar la tasa de rendimiento de Ca, es ventajoso realizar la adición de una aleación de Ca en la etapa final de un proceso de refinado. El Ca puede añadirse a una artesa en un proceso de colada, en lugar de un proceso de refinado. Es necesario ajustar la tasa de adición de una aleación de Ca dependiendo de la producción durante la colada (la cantidad de colada por hora). En este caso, puesto que la agitación del acero fundido después de la adición de Ca se realiza dentro de la artesa o un molde de colada, la uniformidad de la concentración de Ca es ligeramente peor que en el caso de añadir Ca en el cucharón. Por lo tanto, es preferible agitar el acero fundido durante la solidificación mediante una fuerza electromagnética o similar para evitar la agregación o segregación de los agregados de los óxidos y sulfuros de calcio (CaO-CaS) en la etapa de colada. Además, es preferible optimizar la forma de una boquilla de colada para controlar el flujo de acero fundido durante la colada.

20 Adicionalmente, para generar eficazmente CaS que tiene una alta consistencia con inclusiones basadas en sulfuro de Mn, es preferible ajustar la cantidad de oxígeno en el acero fundido tal como para suprimir la generación de una cantidad excesiva de CaO. Para ajustar la cantidad de oxígeno por adelantado, es preferible desoxidar el acero fundido por adelantado mediante Al, Si o similares.

25 Además, para dispersar finamente los óxidos de tamaño nanométrico finos y las inclusiones basadas en sulfuro de Mn, es preferible añadir Mg metálico puro, una aleación de Mg (Fe-Si-Mg, Fe-Mn-Mg, Fe-Si-Mn-Mg y Si-Mg) o una aleación de Zr (Fe-Si-Zr, Fe-Mn-Mg-Zr y Fe-Si-Mn-Mg-Zr) en un cucharón de acero fundido a alta temperatura después de un refinado general o en una artesa durante la colada. Adicionalmente, es preferible agitar el acero fundido durante la solidificación mediante una fuerza electromagnética o similar para evitar la agregación o segregación en la etapa de colada. Además, es preferible optimizar la forma de una boquilla de colada para controlar el flujo del acero fundido durante la colada.

40 En este caso, aunque el orden de adición de Ca, Mg y Zr no está claramente descrito, en un acero de alto carbono que incluye una pequeña cantidad de oxígeno, es preferible añadir Ca que tiene una potencia oxidante relativamente débil al principio, y después de añadir Mg y Zr que tienen potencias oxidantes fuertes para generar óxidos de Ca, Mg y Zr con una buena eficiencia.

45 En el laminado en caliente, la temperatura a la cual se realiza el moldeo final preferentemente está en un intervalo de 900 °C a 1.000 °C desde el punto de vista de asegurar la forma y el material.

50 Además, respecto al tratamiento térmico después del laminado en caliente, es preferible realizar un enfriamiento acelerado en una parte de cabeza del raíl 3 a altas temperaturas incluyendo regiones de austenita después del laminado en caliente o recalentamiento para obtener una estructura de perlita con una dureza Hv de 320 a 500 en la parte de cabeza del raíl 3. Como el método de enfriamiento acelerado, realizando el tratamiento térmico (y enfriamiento) con un método descrito en el Documento de Patente 8 (Solicitud de Patente No Examinada Japonesa, Publicación nº H08-246100) o el Documento de Patente 9 (Solicitud de Patente No Examinada Japonesa, Publicación nº H09-111352), es posible obtener una estructura y dureza en los intervalos predeterminados.

55 En este caso, para realizar el tratamiento térmico con recalentamiento después del laminado del raíl, es preferible calentar la parte de cabeza del raíl o todo el raíl con una llama o por calentamiento por inducción.

EJEMPLOS

60 A continuación, se describirán los ejemplos de la presente invención.

Las Tablas 1 a 6 muestran los componentes químicos de los aceros para raíl ensayados. En este caso, el resto consiste en Fe e impurezas inevitables. Los aceros para raíl que tienen las composiciones de componentes mostradas en las Tablas 1 a 6 se fabricaron de la siguiente manera.

65 La desfosforación y desulfuración se realizaron en una etapa de metal caliente y, adicionalmente, se realizaron una

5

desfosforación y desulfuración suficientes en un horno de fusión usado habitualmente, tal como un horno convertidor, un horno eléctrico o similares para obtener acero fundido. Se añadió Ca al acero fundido para controlar las inclusiones basadas en sulfuro de Mn, o se añadieron adicionalmente Mg y Zr para dispersar finamente los óxidos de tamaño nanométrico y las inclusiones basadas en sulfuro de Mn. Después, se fabricó un lingote de acero mediante un método de colada continua y el laminado en caliente se realizó sobre el lingote de acero. Posteriormente, se realizó un tratamiento térmico tal como para fabricar un rail.

Tabla 1

Rail	Acero	Componentes químicos (% en masa)										Si/Ca
		C	Si	Mn	P	S	Ca	Mg, Zr	Co, Cr, Mo, V, Nb, B, Cu, Ni, Ti, Al, N			
	1	0,65	0,25	0,80	0,0100	0,0050	0,0020	Mg: 0,0020	Cu: 0,15			2,50
	2	1,20	0,25	0,80	0,0100	0,0050	0,0020	Mg: 0,0020	Cu: 0,15			2,50
	3	0,85	0,05	0,60	0,0120	0,0070	0,0080	-				0,88
	4	0,85	2,00	0,60	0,0120	0,0070	0,0080	-				0,88
	5	0,90	0,30	0,05	0,0060	0,0040	0,0060	Mg: 0,0020 Zr: 0,0012	Cr: 0,25			0,67
	6	0,90	0,30	2,00	0,0060	0,0040	0,0060	Mg: 0,0020 Zr: 0,0012	Cr: 0,25			0,67
	7	1,00	0,50	1,00	0,0150	0,0030	0,0100	-				0,30
	8	1,00	0,50	1,00	0,0020	0,0030	0,0100	-				0,30
	9	1,10	0,50	0,70	0,0150	0,0100	0,0120	Zr: 0,0015				0,83
	10	1,10	0,50	0,70	0,0020	0,0010	0,0120	Zr: 0,0015				0,08
	11	0,95	0,95	0,80	0,0070	0,0030	0,0005	-	Ti: 0,01			6,00
	12	0,95	0,95	0,80	0,0070	0,0030	0,0200	-	Ti: 0,01			0,15

Aceros para rail de la presente invención

Tabla 2

Raíl	Acero	Componentes químicos (% en masa)										S/Ca
		C	Si	Mn	P	S	Ca	Mg, Zr	Co, Cr, Mo, V, Nb, B, Cu, Ni, Ti, Al, N			
	13	0,65	0,30	0,75	0,0080	0,0050	0,0190	-				0,26
	14	0,65	0,30	0,75	0,0080	0,0050	0,0035	-				1,43
	15	0,65	0,30	0,75	0,0080	0,0050	0,0035	Mg: 0,0012 Zr: 0,0015				1,43
	16	0,70	0,30	0,75	0,0040	0,0060	0,0020	Zr: 0,0020				3,00'
	17	0,70	1,25	0,20	0,0140	0,0020	0,0040	-		Ni: 0,25		0,50
	18	0,75	0,50	1,00	0,0130	0,0060	0,0008	-		Nb: 0,01		7,50
	19	0,75	0,50	1,00	0,0130	0,0060	0,0080	-		Nb: 0,01		0,75
	20	0,75	0,50	1,00	0,0130	0,0060	0,0080	Mg: 0,0050		Nb: 0,01		0,75
	21	0,80	0,40	1,10	0,0100	0,0100	0,0020	-				5,00
	22	0,80	0,40	1,10	0,0100	0,0060	0,0020	-				3,00
	23	0,80	0,40	1,10	0,0100	0,0020	0,0020	-				1,00
	24	0,85	0,55	0,85	0,0060	0,0080	0,0009	-				8,89

Aceros para
raíl de la
presente
invención

Tabla 3

R ail	Acero	Componentes químicos (% en masa)										S/Ca
		C	Si	Mn	P	S	Ca	Mg ,Zr	Co, Cr, Mo, V, Nb, B, Cu, Ni, Ti, Al, N			
Aceros para rail de la presente invención	25	0,85	0,55	0,85	0,0060	0,0080	0,0050	-			1,60	
	26	0,85	0,55	0,85	0,0060	0,0080	0,0050	Mg: 0,0040 Zr: 0,0025			1,60	
	27	0,90	0,30	1,25	0,0050	0,0095	0,0140	Zr: 0,0050			0,68	
	28	0,90	0,30	1,25	0,0050	0,0095	0,0140	Zr: 0,0050	Co: 0,30		0,68	
	29	0,95	0,95	0,80	0,0070	0,0030	0,0005	-	Ti: 0,01		6,00	
	30	0,95	0,95	0,80	0,0070	0,0030	0,0030	-	Ti: 0,01		1,00	
	31	0,95	0,95	0,80	0,0070	0,0030	0,0030	Mg: 0,0020 Zr: 0,0030	Ti: 0,01		1,00	
	32	0,95	0,25	1,20	0,0095	0,0095	0,0150	-	Mo: 0,02		0,63	
	33	1,00	0,50	0,70	0,0040	0,0080	0,0009	-	Cr: 0,20		8,89	
	34	1,00	0,50	0,70	0,0040	0,0080	0,0045	-	Cr: 0,20		1,78	
35	LOO	0,50	0,70	0,0040	0,0080	0,0045	Mg: 0,0050	Cr: 0,20		1,78		
36	1,05	0,10	0,90	0,0050	0,0025	0,0160	-	Al: 0,0080		0,16		

Tabla 4

Rail	Acero	Componentes químicos (% en masa)										S/Ca
		C	Si	Mn	P	S	Ca	Mg, Zr	Co, Cr, Mo, V, Nb, B, Cu, Ni, Ti, Al, N			
	37	1,05	0,10	0,90	0,0050	0,0025	0,0030	-	Al: 0,0080		0,83	
	38	1,05	0,10	0,90	0,0050	0,0025	0,0030	Mg: 0,0050 Zr: 0,0010	Al: 0,0080		0,83	
	39	1,05	0,85	0,80	0,0030	0,0040	0,0050	Mg: 0,0007	B: 0,0020, Ti: 0,01		0,80	
	40	1,10	0,50	0,70	0,0040	0,0050	0,0040	Mg: 0,0005 Zr: 0,0005			1,25	
Aceros para rail de la presente invención	41	1,10	0,50	0,70	0,0040	0,0050	0,0040	Mg: 0,0020 Zr: 0,0020			1,25	
	42	1,10	0,50	0,70	0,0040	0,0050	0,0040	Mg: 0,0080 Zr: 0,0080			1,25	
	43	1,15	0,35	1,35	0,0040	0,0070	0,0040	-			1,75	
	44	1,15	0,95	0,90	0,0050	0,0090	0,0020	Mg: 0,0020	V: 0,02		4,50	
	45	1,20	1,25	0,45	0,0020	0,0060	0,0010	-	N: 0,0080		6,00	
	46	1,20	1,25	0,45	0,0020	0,0060	0,0035	-	N: 0,0080		1,71	
	47	1,20	1,25	0,45	0,0020	0,0060	0,0035	Mg: 0,0010 Zr: 0,0030	N: 0,0080		1,71	

Tabla 5

Rail	Acero	Componentes químicos (% en masa)									
		C	Si	Mn	P	S	Ca	Mg, Zr	Co, Cr, Mo, V, Nb, B, Cu, Ni, Ti, Al, N		
Aceros para rail comparativos	48	0,60	0,25	0,80	0,0100	0,0050	0,0020	Mg: 0,0020	Cu: 0,15	2,50	
	49	1,30	0,25	0,80	0,0100	0,0050	0,0020	Mg: 0,0020	Cu: 0,15	2,50	
	50	0,85	0,01	0,60	0,0120	0,0070	0,0080	-	-	0,88	
	51	0,85	2,50	0,60	0,0120	0,0070	0,0080	-	-	0,88	
	52	0,90	0,30	0,01	0,0060	0,0040	0,0060	Mg: 0,0020 Zr: 0,0012	Cr: 0,25	0,67	
	53	0,90	0,30	2,30	0,0060	0,0040	0,0060	Mg: 0,0020 Zr: 0,0012	Cr: 0,25	0,67	
	54	1,00	0,50	1,00	0,0250	0,0030	0,0100	-	-	0,30	
	55	1,10	0,50	0,70	0,0150	0,0240	0,0120	Zr: 0,0015	-	2,00	
	56	0,95	0,95	0,80	0,0070	0,0030	0,0001	-	Ti: 0,01	30,00	
	57	0,95	0,95	0,80	0,0070	0,0030	0,0300	-	Ti: 0,01	0,10	
58	0,65	0,30	0,75	0,0160	0,0050	0,0035	-	-	1,43		

Tabla 6

Rail	Acero	Componentes químicos (% en masa)										S/Ca	
		C	Si	Mn	P	S	Ca	Mg, Zr	Co, Cr, Mo, V, Nb, B, Cu, Ni, Ti, Al, N				
	59	0,75	0,50	1,00	0,0180	0,0150	0,0004	-					37,50
	60	0,85	0,55	0,85	0,0060	0,0120	0,0050	-					2,40
	61	0,95	0,95	0,80	0,0170	0,0030	0,0002	-		Ti: 0,01			15,0
	62	1,05	0,10	0,90	0,0050	0,0025	0,0210	-		Al: 0,0080			0,12
	63	1,20	1,25	0,45	0,0190	0,0130	0,0035	-		N: 0,0090			3,71
	64	0,65	0,30	0,45	0,0080	0,0050	0,0010	-					5,00
	65	1,20	0,50	0,45	0,0020	0,0060	0,0050	-		N: 0,0080			1,20
	66	0,95	1,20	1,20	0,0070	0,0030	0,0080	-		Ti: 0,01			0,38
	67	0,85	0,30	0,30	0,0060	0,0080	0,0025	-					3,20
	68	1,05	1,00	1,35	0,0050	0,0025	0,0030	-		Al: 0,0080			0,83

(a) La medición del número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn

La Figura 3 muestra una zona en la cual se observaron inclusiones basadas en sulfuro de Mn en el acero para raíl. Como se muestra en la Figura 3, entre las secciones transversales tomadas a lo largo de la dirección longitudinal del acero para raíl obtenido, se cortó una muestra de una parte que variaba desde la superficie de la parte de cabeza del raíl hasta una profundidad de 3 a 10 mm incluyendo la parte de la superficie de cabeza 3a. Después, se obtuvo el número (por área unitaria) (inclusiones/mm²) de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tenían longitudes principales (longitudes de los ejes principales) en un intervalo de 10 µm a 100 µm, por el método descrito anteriormente.

(b) La medición del número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn, óxidos basados en Mg y óxidos de Zr

La Figura 4 muestra una zona en la cual se observaron inclusiones basadas en sulfuro de Mn, óxidos basados en Mg y óxidos de Zr en el acero para raíl.

Como se muestra en la Figura 4, entre las secciones transversales del acero para raíl obtenido, se cortó una muestra de una parte que variaba de la superficie de la parte de cabeza para raíl hasta una profundidad de 3 a 10 mm incluyendo la parte de la superficie de cabeza 3a. Después, se obtuvo el número (por área unitaria) (inclusiones/mm²) de los óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tenían diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm, por el método descrito anteriormente.

(c) La observación de la microestructura y la medición de la dureza de la parte de la superficie de cabeza 3a

Se cortó una muestra de una parte situada a una profundidad de 4 mm desde la superficie de la parte de cabeza del raíl 3. Posteriormente, se pulió una superficie que se iba a observar, y después la superficie se atacó con un fluido de ataque de nital. La microestructura en la superficie que se iba a observar se observó usando un microscopio óptico de acuerdo con JIS G 0551.

Además, de acuerdo con JIS B7774, se midió la dureza Vickers Hv de la muestra cortada. En este caso, la dureza Vickers se midió mientras se cargaba una máquina de ensayo de dureza por indentación de diamante sobre la muestra a una carga de 98 N (10 kfg). La dureza Vickers se expresa como (Hv, 98 N) en las Tablas.

Los resultados obtenidos se muestran en las Tablas 7 a 12. En este caso, en las Tablas, el 'material de la parte de cabeza *1' se refiere a un material en una parte situada a una profundidad de 4 mm desde la superficie de la parte de cabeza del raíl 3.

Tabla 7

Raíl	Acero	Número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 µm a 100 µm (mm ²)	Número de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm (mm ²)	Material de la parte de cabeza *1	
				Microestructura	Dureza (Hv, 98 N)
Aceros para raíl de la presente invención	1	50	3800	Perlita + pequeña cantidad de ferrita proeutectoide	320
	2	50	3800	Perlita + pequeña cantidad de cementita proeutectoide	400
	3	100	-	Perlita	330
	4	100	-	Perlita + pequeña cantidad de martensita	460
	5	70	5600	Perlita	320
	6	70	5600	Perlita + pequeña cantidad de martensita	460
	7	30	-	Perlita	440
	8	30	-	Perlita	440
	9	150	3500	Perlita	420
	10	30	3500	Perlita	420
	11	200	-	Perlita	430
	12	10	-	Perlita	430

Tabla 8

Rail	Acero	Número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 µm a 100 µm (mm ²)	Número de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm (mm ²)	Material de la parte de cabeza *1	
				Microestructura	Dureza (Hv, 98 N)
Aceros para rail de la presente invención	13	15	-	Perlita	350
	14	70	-	Perlita	350
	15	60	6800	Perlita	350
	16	100	4000	Perlita	350
	17	12	-	Perlita	370
	18	190	-	Perlita + pequeña cantidad de bainita	390
	19	90	-	Perlita + pequeña cantidad de bainita	390
	20	80	17000	Perlita + pequeña cantidad de bainita	390
	21	180	-	Perlita	400
	22	100	-	Perlita	400
	23	20	-	Perlita	400
	24	180	-	Perlita	400

Tabla 9

Raíl	Acero	Número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 µm a 100 µm (mm ²)	Número de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm (mm ²)	Material de la parte de cabeza *1	
				Microestructura	Dureza (Hv, 98 N)
	25	140	-	Perlita	400
	26	130	30000	Perlita	400
	27	170	18000	Perlita	420
	28	170	19000	Perlita	420
	29	190	-	Perlita	430
	30	140	-	Perlita	430
	31	130	19000	Perlita	430
	32	170	-	Perlita + pequeña cantidad de martensita	450
	33	195	-	Perlita	425
	34	150	-	Perlita	425
	35	130	15000	Perlita	425
	36	18	-	Perlita	375

Aceros para raíl de la presente invención

Tabla 10

Raíl	Acero	Número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 µm a 100 µm (mm ²)	Número de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm (mm ²)	Material de la parte de cabeza *1	
				Microestructura	Dureza (Hv, 98 N)
	37	100	-	Perlita	375
	38	80	26000	Perlita	375
	39	60	635	Perlita	460
	40	90	1200	Perlita	445
	41	80	13000	Perlita	445
	42	50	45000	Perlita	445
Aceros para raíl de la presente invención	43	120	-	Perlita + pequeña cantidad de cementita proeutectoide	500
	44	150	4500	Perlita	450
	45	190	-	Perlita + pequeña cantidad de cementita proeutectoide	445
	46	90	-	Perlita + pequeña cantidad de cementita proeutectoide	445
	47	70	12000	Perlita + pequeña cantidad de cementita proeutectoide	445

Tabla 11

Rail	Acero	Número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 µm a 100 µm (/mm ²)	Número de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm (/mm ²)	Material de la parte de cabeza *1	
				Microestructura	Dureza (HV, 98 N)
	48	50	3800	Perlita + ferrita proeutectoide	<u>300</u>
	49	50	3800	Perlita + cementita proeutectoide	420
	50	100	-	Perlita	<u>310</u>
	51	100	-	Perlita + martensita	<u>550</u>
	52	70	5600	Perlita	<u>280</u>
	53	70	5600	Perlita + martensita	<u>580</u>
	54	30	-	Perlita	440
Aceros para rail comparativos	55	<u>300</u> (número de inclusiones aumenta → tenacidad disminuye)	-	Perlita	420
	56	<u>230</u> (número de inclusiones aumenta → tenacidad disminuye)	-	Perlita	430
	57	<u>5</u> (se genera CaO → tenacidad disminuye)	-	Perlita	430
	58	70	-	Perlita	350

Tabla 12

Raíl	Acero	Número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 µm a 100 µm (/mm ²)	Número de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm (/mm ²)	Material de la parte de cabeza *1	
				Microestructura	Dureza (Hv, 98 N)
Aceros para raíl comparativos	59	<u>220</u> (número de inclusiones aumenta → tenacidad disminuye)	-	Perlita + pequeña cantidad de bainita	390
	60	140	-	Perlita	400
	61	<u>210</u> (número de inclusiones aumenta → tenacidad disminuye)	-	Perlita	430
	62	<u>8</u> (se genera CaO → tenacidad disminuye)	-	Perlita	375
	63	90	-	Perlita + pequeña cantidad de cementita proeutectoide	445
	64	70	-	Perlita + ferrita proeutectoide	320
	65	90	-	Perlita + cementita proeutectoide	370
	66	140	-	Perlita + martensita	490
	67	140	-	Perlita	<u>300</u>
	68	100	-	Perlita	<u>520</u>

(d) Ensayo de desgaste

La Figura 5 muestra una zona desde la cual se tomó una muestra de ensayo para el ensayo de desgaste, y los valores numéricos en el dibujo muestran las dimensiones (mm).

Como se muestra en la Figura 5, se cortó una muestra de ensayo de tipo disco a partir de una parte que incluía una parte de superficie de cabeza 3a en el acero para raíl. Después, como se muestra en la Figura 6, se prepararon dos ejes de rotación opuestos, se dispuso la muestra de ensayo de tipo disco (muestra de ensayo de raíl 4) en uno de los ejes de rotación, y se dispuso un material opuesto 5 en el otro eje de rotación. La muestra de ensayo para raíl 4 y el material opuesto 5 se pusieron en contacto en un estado donde se aplicó una carga predeterminada a la muestra de ensayo para raíl 4. En tal estado, los dos ejes de rotación se hicieron girar a una velocidad predeterminada mientras se enfriaba la muestra de ensayo suministrando un aire comprimido desde una boquilla de enfriamiento 6. Luego, después de la rotación de los ejes 700.000 veces, se midió la cantidad reducida (cantidad erosionada) del peso de la muestra de ensayo del raíl 4.

A continuación se muestran las condiciones para el ensayo de desgaste.

Máquina de ensayo: máquina de ensayo para desgaste tipo Nishihara (hágase referencia a la Figura 6)
 Forma de la muestra de ensayo: muestra de ensayo de tipo disco (diámetro externo: 30 mm, espesor: 8 mm)
 Zona desde la que se toma la muestra de ensayo: 2 mm por debajo de la superficie de la parte de cabeza del raíl (hágase referencia a la Figura 5)
 Carga de ensayo: 686 N (presión de la superficie de contacto 640 MPa)
 Relación de deslizamiento: 20%
 Material opuesto: acero perlítico (Hv 380)
 Atmósfera: en la atmósfera (aire)
 Enfriamiento: enfriamiento forzado mediante aire comprimido (caudal: 100 Nl/min)
 Número de repeticiones: 700.000

(e) Ensayo de impacto de la parte de cabeza

La Figura 7 muestra una zona desde la cual se tomó una muestra de ensayo para el ensayo de impacto.

Como se muestra en la Figura 7, se cortó una muestra de ensayo a lo largo de la dirección de la anchura del raíl (sección transversal) en la sección transversal del acero para raíl de manera que una parte que incluía la parte de la superficie de cabeza 3a forma el fondo de una muesca. Después, la muestra de ensayo obtenida se sometió a un ensayo de impacto en las siguientes condiciones; y de esta manera se midieron los valores de impacto (J/cm^2).

Máquina de ensayo: máquina de ensayo de impacto
 Forma de la muestra de ensayo: muesca en U de 2 mm en JIS n° 3
 Zona desde la que se toma la muestra de ensayo: 2 mm por debajo de la superficie de la parte de cabeza del raíl (hágase referencia a la Figura 7)
 Temperatura de ensayo: temperatura normal (20 °C)

Los resultados obtenidos se muestran en las Tablas 13 a 15. En este caso, en las Tablas, los "Resultados del ensayo de desgaste *2" se refieren a los resultados del ensayo de desgaste descrito anteriormente, y la cantidad reducida (g) del peso de la muestra de ensayo del raíl 13 se expresa como la cantidad erosionada. Los "Resultados del ensayo de impacto *3" se refiere a los resultados del ensayo de impacto descrito anteriormente de la parte de cabeza y muestran los valores de impacto (J/cm^2). Mientras tanto, un valor de impacto más grande (J/cm^2) significa una tenacidad más elevada.

En la presente evaluación, se evaluó que un caso donde una cantidad erosionada estaba en el intervalo de 1,5 g o menor después de 700.000 veces de rotación tenía una resistencia al desgaste excelente. Puesto que los valores de impacto medidos a 20 °C variaban en gran medida con la cantidad de carbono en el acero, no se establecieron los valores de criterio que mostraron los méritos relativos de las características y se evaluaron los méritos relativos de los valores de impacto entre los aceros para raíl que tenían la misma cantidad de carbono.

Tabla 13

Raíl	Acero	Resultados del ensayo de desgaste *2 (g, 700.000 veces)	Resultados del ensayo de impacto *3
			Valor de impacto (J/cm ²)
Aceros para raíl de la presente invención	1	1,45	37,0
	2	0,35	10,0
	3	1,25	19,0
	4	1,10	17,0
	5	1,00	16,0
	6	0,91	14,5
	7	0,62	12,5
	8	0,63	16,0
	9	0,46	11,3
	10	0,45	13,0
	11	0,80	13,0
	12	0,81	12,0
	13	1,35	33,0
	14	1,33	34,5
	15	1,37	38,5
	16	1,25	29,0
	17	1,22	26,0
	18	1,18	25,0
	19	1,19	27,0
	20	1,18	31,0
	21	1,05	18,5
	22	1,04	19,5
	23	1,06	22,5
	24	0,95	19,5

ES 2 550 793 T3

Tabla 14

Raíl	Acero	Resultados del ensayo de desgaste *2 (g, 700.000 veces)	Resultados del ensayo de impacto *3
			Valor de impacto (J/cm ²)
Aceros para raíl de la presente invención	25	0,94	20,5
	26	0,94	25,0
	27	0,86	18,0
	28	0,70	18,5
	29	0,75	14,0
	30	0,74	15,5
	31	0,75	18,5
	32	0,72	14,2
	33	0,60	12,5
	34	0,62	14,0
	35	0,60	16,0
	36	0,64	12,0
	37	0,63	13,5
	38	0,63	16,0
	39	0,45	13,5
	40	0,44	12,5
	41	0,43	14,0
	42	0,44	16,0
	43	0,30	11,0
	44	0,32	12,0
45	0,25	10,0	
46	0,26	11,5	
47	0,27	14,0	

Tabla 15

Raíl	Acero	Resultados del ensayo de desgaste *2	Resultados del ensayo de impacto *3
		(g, 700.000 veces)	Valor de impacto (J/cm ²)
Aceros para raíl comparativos	48	<u>2,30 (muy erosionado)</u>	37,0
	49	0,30	<u>5,0 (el valor de impacto se reduce)</u>
	50	<u>1,65 (muy erosionado)</u>	18,0
	51	<u>1,80 (muy erosionado)</u>	<u>4,5 (el valor de impacto se reduce)</u>
	52	<u>1,62 (muy erosionado)</u>	16,0
	53	<u>1,90 (muy erosionado)</u>	<u>4,0 (el valor de impacto se reduce)</u>
	54	0,62	9,0
	55	0,46	7,5
	56	0,75	9,5
	57	0,75	8,0
	58	1,35	29,0
	59	1,18	20,0
	60	0,95 ¹	14,0
	61	0,75	9,8
	62	0,64	9,0
	63	0,25	7,0
	64	<u>2,00 (muy erosionado)</u>	35,0
	65	0,40	<u>6,0 (el valor de impacto se reduce)</u>
	66	<u>1,90 (muy erosionado)</u>	<u>4,0 (el valor de impacto se reduce)</u>
	67	<u>1,75 (muy erosionado)</u>	18,0
	68	0,40	<u>7,0 (el valor de impacto se reduce)</u>

(1) Raíles de acuerdo con la presente invención (47 raíles), aceros nº 1 a 47

5 Aceros nº 3, 4, 7, 8, 11 a 14, 17 a 19, 21 a 25, 29, 30, 32 a 34, 36, 37, 43, 45 y 46: raíles de perlita que tienen resistencia al desgaste y tenacidad superiores que tienen las composiciones químicas dentro del intervalo limitado descrito anteriormente de la presente invención y en los cuales el número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales (longitudes de los ejes principales) en un intervalo de 10 µm a 100 µm, la microestructura de la parte de cabeza del raíl y la dureza están dentro de los intervalos limitados de la presente invención.

15 Aceros nº 1, 2, 5, 6, 9, 10, 15, 16, 20, 26 a 28, 31, 35, 38 a 42, 44 y 47: raíles de perlita que tienen resistencia al desgaste y tenacidad superiores que tienen las composiciones químicas dentro del intervalo limitado descrito anteriormente de la presente invención y en los cuales el número de inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales (longitudes de los ejes principales) en un intervalo de 10 µm a 100 µm, el número de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un intervalo de 5 nm a 100 nm, la microestructura de la parte de cabeza del raíl y la dureza están dentro de los intervalos limitados de la presente invención.

20 (2) Raíles comparativos (21 raíles), aceros nº 48 a 68

Aceros nº 48 a 53: raíles cuyas cantidades de C, Si y Mn están fuera de los intervalos de la presente invención.

25 Aceros nº 54 a 55: raíles cuyas cantidades de P y S están fuera de los intervalos de la presente invención.

Aceros nº 56 a 57: raíles cuya cantidad de Ca está fuera del intervalo de la presente invención.

Aceros nº 58 a 63: raíles cuyas cantidades de P, Si y Ca están fuera del intervalo de la presente invención.

30 Aceros nº 64 a 66: raíles cuya composición química está dentro del intervalo de la presente invención; sin embargo la microestructura de la parte de cabeza no satisface las características descritas anteriormente de la presente invención.

Aceros nº 67 a 68: raíles cuyas composiciones químicas están dentro del intervalo de la presente invención; sin embargo, la dureza de la parte de cabeza está fuera del intervalo descrito anteriormente de la presente invención.

Como se muestra en las Tablas 1 a 15, en comparación con los aceros para raíl comparativos (aceros nº 48 a 53), los aceros para raíl de acuerdo con la presente invención (aceros nº 1 a 47) incluyen C, Si y Mn en contenidos dentro de los intervalos limitados de la presente invención. Por lo tanto, es posible obtener de forma estable una estructura de perlita que tenga una dureza dentro de un intervalo limitado de la presente invención sin generar una estructura de ferrita eutectoide, una estructura de cementita eutectoide y una estructura de martensita, que afecten negativamente la resistencia al desgaste y la tenacidad.

En comparación con los aceros para raíl comparativos (aceros nº 64 a 68), los aceros para raíl de acuerdo con la presente invención (aceros nº 1 a 47) incluyen una estructura de perlita en la microestructura de la parte de cabeza, y la dureza de la estructura de perlita está dentro del intervalo limitado de la presente invención. Como resultado, es posible mejorar la resistencia al desgaste y la tenacidad del raíl.

La Figura 8 muestra los resultados del ensayo de desgaste de los aceros para raíl de acuerdo con la presente invención (aceros nº 1 a 47) y aceros para raíl comparativos (48, 50, 51, 52, 53, 64, 66 y 67).

En el caso de que C, Si y Mn estén incluidos en cantidades dentro del intervalo limitado de la presente invención, se evita la generación de la estructura de ferrita eutectoide y la estructura de martensita, que afectan negativamente a la resistencia al desgaste y, además, la dureza está dentro del intervalo limitado de la presente invención. De esta manera, es posible mejorar en gran medida la resistencia al desgaste con cualquier cantidad de carbono.

La Figura 9 muestra los resultados del ensayo de impacto de los aceros para raíl de acuerdo con la presente invención (aceros nº 1 a 47) y aceros para raíl comparativos (aceros nº 49, 51, 53, 65, 66 y 68).

En el caso de que C, Si y Mn estén incluidos en cantidades dentro del intervalo limitado de la presente invención, se evita la generación de la estructura de cementita eutectoide y la estructura de martensita, que afectan negativamente a la tenacidad y, además, la dureza está dentro del intervalo limitado de la presente invención. De esta manera, es posible mejorar en gran medida la tenacidad con cualquier cantidad de carbono.

Como se muestra en la Figura 10, en comparación con los aceros para raíl comparativos (aceros nº 54 a 63), los aceros para raíl de acuerdo con la presente invención (aceros nº 1 a 47) incluyen P, S y Ca en cantidades dentro de los intervalos limitados de la presente invención. De esta manera, es posible mejorar en gran medida la tenacidad de los raíles para perlita con cualquier cantidad de carbono.

Adicionalmente, como se muestra en la Figura 11, los aceros para raíl de acuerdo con la presente invención (aceros nº 11 a 13, 18 a 20, 24 a 26, 29 a 31, 33 a 35, 36 a 38 y 45 a 47) incluyen Ca y, adicionalmente, la cantidad añadida de Ca está optimizada. De esta manera, las inclusiones basadas en sulfuro de Mn están controladas de manera que el número de las mismas está dentro de un intervalo limitado de la presente invención. Como resultado, es posible mejorar la tenacidad del raíl de perlita. Además, en el caso de que se añadan Mg y Zr, los óxidos e inclusiones basadas en sulfuro de Mn se dispersan finamente de manera que se consigue que el número de óxidos basados en Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn esté en un intervalo de 500/mm² a 50.000/mm². De esta manera es posible mejorar adicionalmente la tenacidad del raíl de perlita.

APLICABILIDAD INDUSTRIAL

El raíl de perlita de acuerdo con la presente invención tiene una resistencia al desgaste y tenacidad superiores a las de un raíl de alta resistencia de uso habitual. Por lo tanto, la presente invención puede aplicarse preferentemente a raíles usados en un entorno de encarrilamiento extremadamente severo, tal como raíles para ferrocarriles de carga que transportan recursos naturales mineros de regiones con entornos naturales severos.

Breve descripción de los símbolos

- 1: parte superior de cabeza
- 2: parte de la esquina de la cabeza
- 3: parte de cabeza del raíl
- 3a: parte de superficie de la cabeza
- 3b: una parte que varía desde las superficies de las porciones de esquina de la cabeza y una parte superior de cabeza hasta una profundidad de 20 mm.
- 4: muestra de ensayo de raíl
- 5: material opuesto
- 6: boquilla para enfriamiento

REIVINDICACIONES

1. Un raíl de perlita que tiene una composición de acero que comprende, en términos de porcentaje en masa:

- 5 C: de 0,65 a 1,20%;
 Si: de 0,05 a 2,00%;
 Mn: de 0,05 a 2,00%;
 P ≤ 0,0150%;
 S ≤ 0,0100%;
 Ca: 0,0005% a 0,0200%;
- 10 uno cualquiera o ambos de Mg: de 0,0005 a 0,0200% y Zr: de 0,0005 a 0,0100% y
 opcionalmente uno o más seleccionados de Co: de 0,01% a 1,00%, Cr: de 0,01 a 2,00%, Mo: de 0,01 a 0,050%, V: de
 0,005 a 0,50%, Nb: de 0,002 a 0,050%, B: de 0,0001 a 0,0050%, Cu: de 0,01 a 1,00%, Ni: de 0,01 a 1,00%, Ti: de
 0,0050 a 0,0500%, Al: mayor de 0,0100 a 1,00%, y N: de 0,0060 a 0,0200%,
 siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
- 15 en el que una relación de S/Ca está en un intervalo de 0,45 a 3,00
 entre una parte de cabeza del raíl, en una parte de la superficie de la cabeza que varía desde las superficies de las
 porciones de esquina de la cabeza y una parte superior de la cabeza hasta una profundidad de 10 mm o en una
 parte que varía desde las superficies de las porciones de esquina de la cabeza y la parte superior de la cabeza
 hasta una profundidad de 20 mm, un 95% o mayor de una estructura metalográfica es una estructura de perlita,
- 20 una dureza Hv de la estructura de perlita está en un intervalo de 320 a 500,
 las inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen longitudes principales en un intervalo de 10 a 100 µm están
 presentes en una cantidad por área unitaria en un intervalo de 10 a 200/mm² en una sección transversal tomada a
 partir de una parte que varía desde la superficie de la parte de cabeza del raíl hasta una profundidad de 3 mm a 10
 mm a lo largo de una dirección longitudinal en la estructura de perlita,
- 25 los óxidos de Mg, óxidos de Zr e inclusiones basadas en sulfuro de Mn que tienen diámetros de grano en un
 intervalo de 5 nm a 100 nm están presentes en una cantidad por área unitaria en un intervalo de 500 a 50.000/mm²
 en una sección transversal tomada desde una parte que varía desde la superficie de la parte de la superficie de la
 cabeza del raíl hasta una profundidad de 3 mm a 10 mm en la estructura de perlita.

FIG. 1

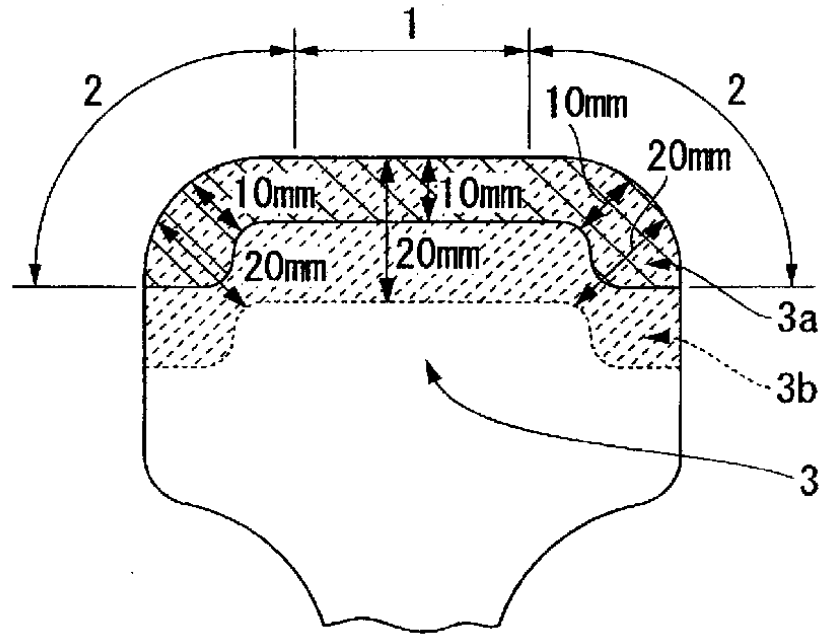


FIG. 2

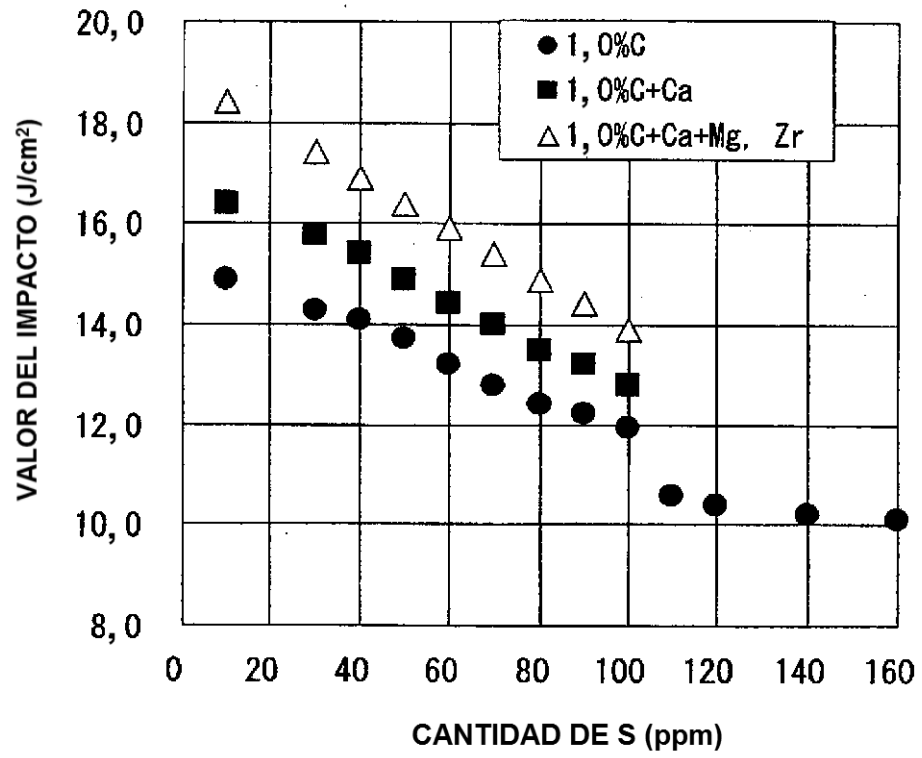


FIG. 3

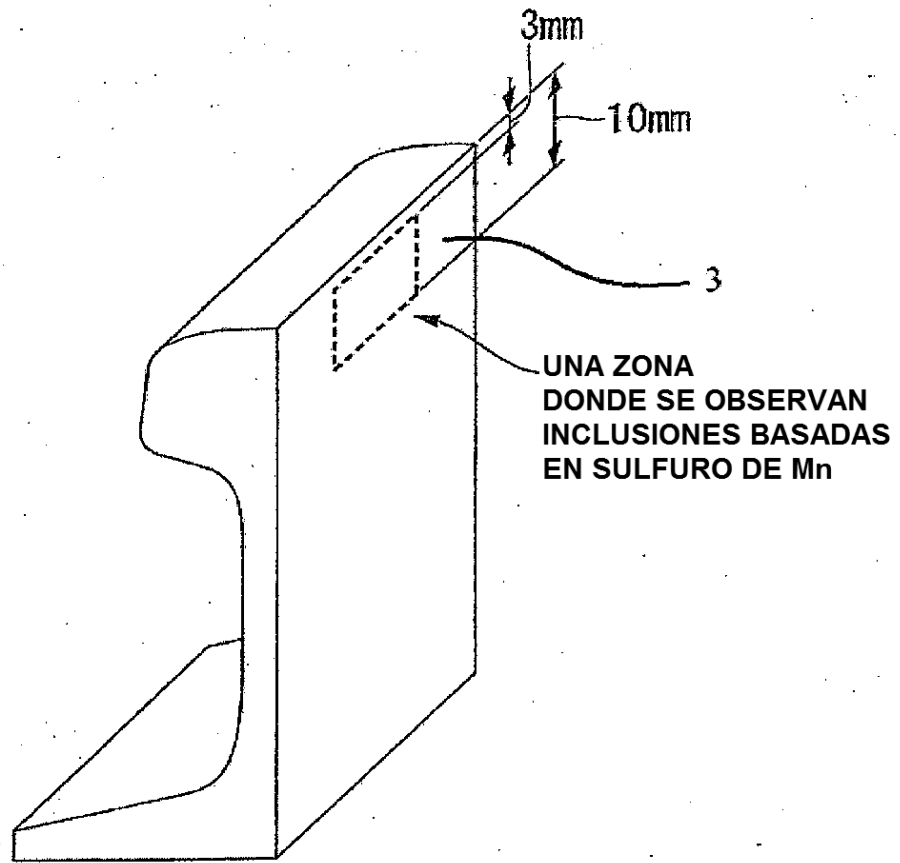


FIG. 4

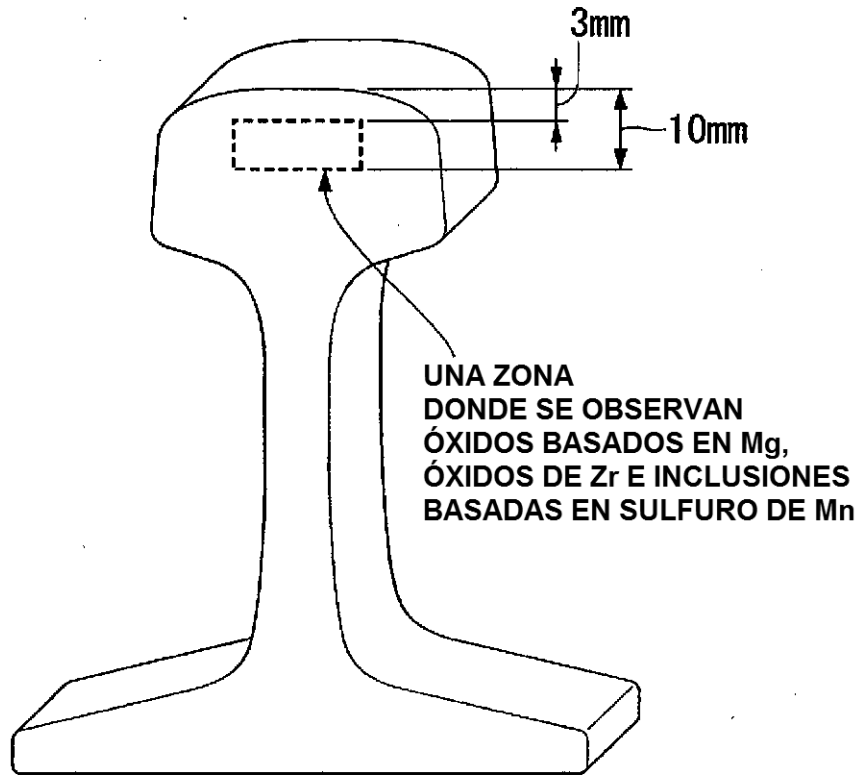


FIG. 5

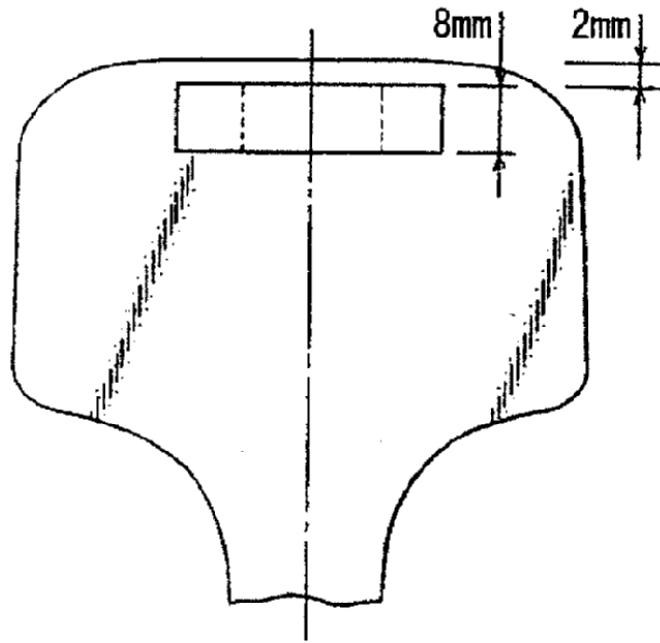


FIG. 6

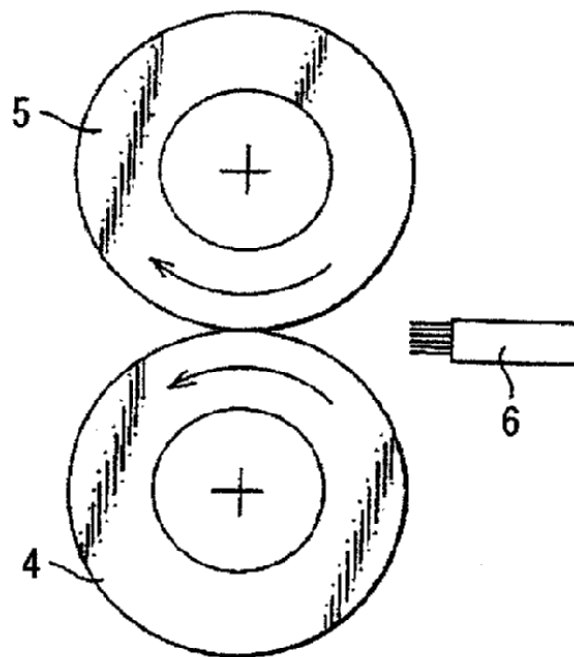


FIG. 7

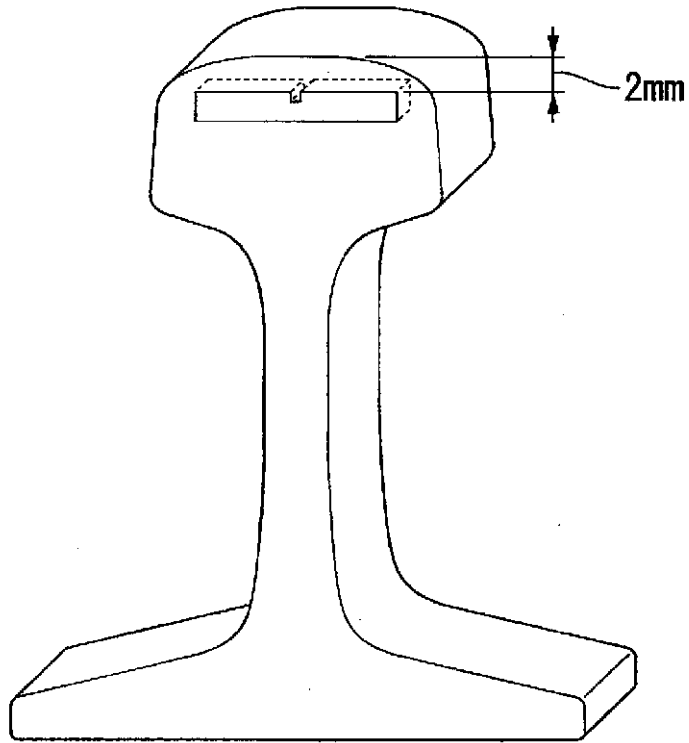


FIG. 8

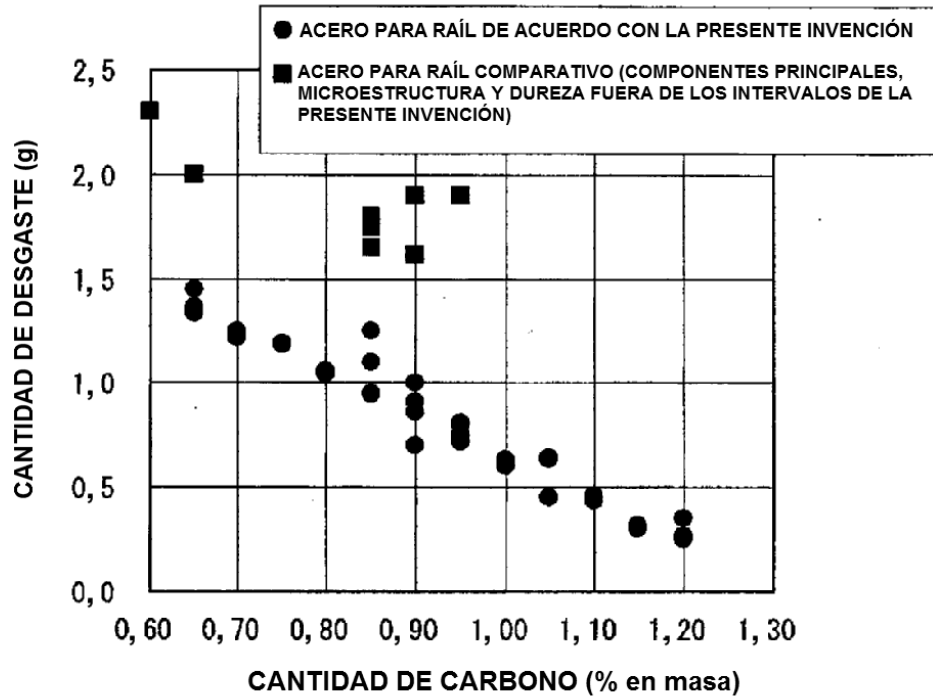


FIG. 9

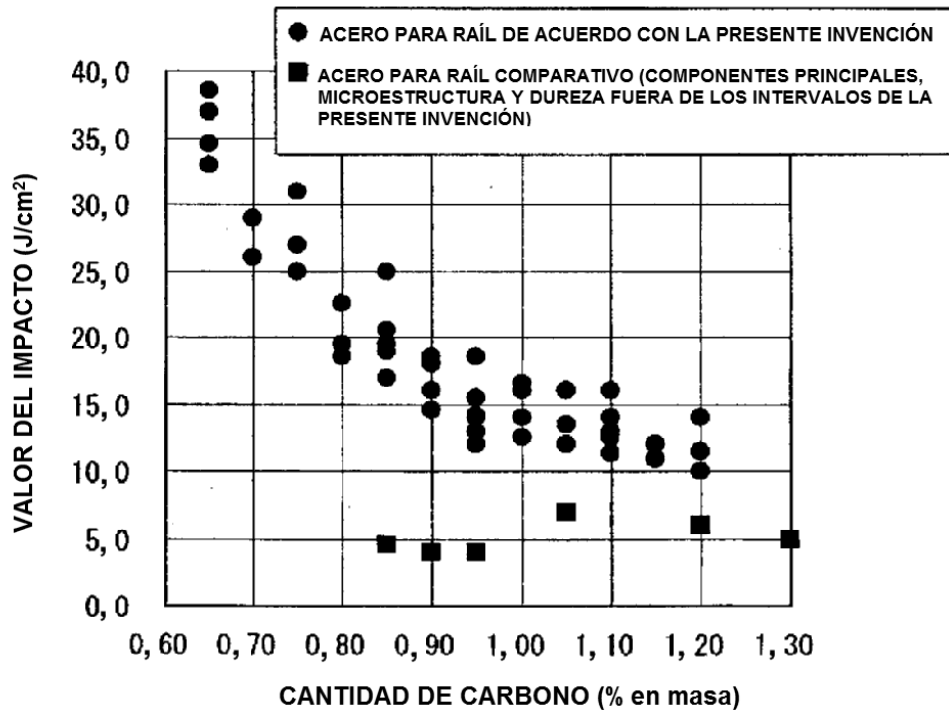


FIG. 10

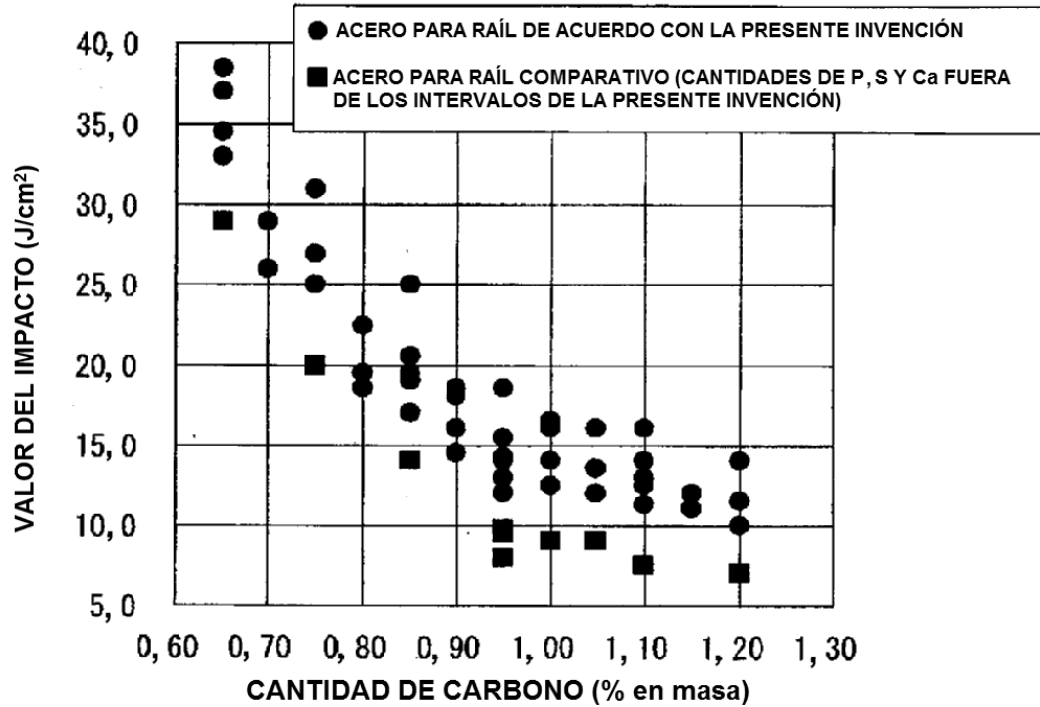


FIG. 11

