

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 671 632**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/58</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/16</b>	(2006.01)
<b>C21C 7/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/18</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/04</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/22</b>	(2006.01)
<b>E01B 5/02</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/08</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/10</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **23.04.2013 PCT/JP2013/061857**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **31.10.2013 WO13161794**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **23.04.2013 E 13781725 (0)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **21.03.2018 EP 2843074**

54 Título: **Raíl**

30 Prioridad:

**23.04.2012 JP 2012097584**

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

**07.06.2018**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**UEDA MASAHARU;  
MIYAZAKI TERUHISA;  
YAMAMOTO TAKESHI y  
MOROHOSHI TAKASHI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 671 632 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

Rail

5 [Campo Técnico de la Invención]

La presente invención se refiere a un rail de alta resistencia utilizado para ferrocarriles de mercancías que tiene una resistencia a la fractura retardada mejorada.

10 Se reivindica la prioridad sobre la Solicitud de Patente Japonesa Nº 2012-097584, presentada el 23 de abril de 2012, y cuyos contenidos se incorporan aquí como referencia.

[Técnica Relacionada]

15 De acuerdo con el desarrollo económico se están haciendo esfuerzos para explotar recientemente los recursos naturales, tales como el carbón. Específicamente, la minería es un campo con ambientes naturales severos que de este modo lo que queda sin explotar está en marcha. Por consiguiente, en ferrocarriles de mercancías que transportan recursos, el ambiente de la vía se hace significativamente más duro. Como resultado, ha habido una demanda de una mejor resistencia al desgaste de los raíles. A partir del antecedente descrito anteriormente, ha habido una demanda para el desarrollo de un rail que tenga una resistencia al desgaste mejor que los raíles de alta resistencia actualmente en uso.

20 Los raíles descritos a continuación han sido desarrollados para mejorar la resistencia al desgaste o la resistencia al daño superficial del rail. Una propiedad principal de los raíles anteriormente descritos es que, para mejorar la resistencia al desgaste, aumentando la cantidad de carbono en el acero, la fracción de volumen de cementita en una perlita lamelar es aumentada y la resistencia es aumentada (por ejemplo, se hace referencia a los Documentos de Patente 1 y 2). Alternativamente, para mejorar la resistencia al daño superficial así como la resistencia al desgaste, la estructura metalográfica consta de bainita, y la resistencia es incrementada (por ejemplo, se hace referencia al Documento de Patente 3).

30 El Documento de Patente 1 describe un rail que tiene una excelente resistencia al desgaste en el que la fracción de volumen de cementita en una lamela en una estructura de perlita es aumentada utilizando acero hiper-eutectoide (C: más del 0,85 % al 1,20 %).

35 El Documento de Patente 2 describe un rail que tiene una excelente resistencia al desgaste en el que la fracción de volumen de cementita en una lamela en una estructura de perlita está incrementada utilizando acero hiper-eutectoide (C: más del 0,85% a 1,20%), y de manera similar, la dureza es controlada.

40 El Documento de Patente 3 describe un rail que tiene una resistencia al desgaste y una resistencia al daño superficial mejoradas, en el que la cantidad de carbono se establece en el rango comprendido entre 0,2 % y 0,5 %, y son añadidos Mn y Cr de manera que forman la estructura metalográfica con la bainita y para mejorar la resistencia.

45 En las técnicas descritas en los Documentos de Patente 1 a 3, la fracción de volumen de cementita en la estructura de perlita es aumentada, y de manera simultánea, la resistencia es aumentada. Alternativamente, la estructura metalográfica está formada con bainita para aumentar más la resistencia. Por lo tanto, la resistencia al desgaste se puede mejorar. Sin embargo, cuando la resistencia era incrementada el riesgo de que se produjera la fractura retardada debido al hidrógeno residual en el acero aumentaba, y existía un problema consistente en que la rotura del rail era más probable que ocurriera.

50 Por lo tanto, ha habido una demanda para el desarrollo de un rail de acero de alta resistencia que suprima el hecho de que se produzca la fractura retardada debido al hidrógeno residual. Para resolver el problema anteriormente mencionado, han sido desarrollados los raíles de alta resistencia descritos más adelante. En estos raíles, los sitios de acumulación de hidrógeno son dispersados aumentando los sitios de atrapamiento de hidrógeno en el acero. Además, en los raíles, la fractura retardada es suprimida refinando la estructura o suprimiendo la precipitación de carburos en los límites de grano (por ejemplo, se hace referencia a los Documentos de Patente 4 a 6).

55 Los Documentos de Patente 4 y 5 describen raíles en los que la resistencia a la fractura retardada es mejorada dispersando las inclusiones con base de A (por ejemplo MnS) o inclusiones con base de C (por ejemplo SiO<sub>2</sub> o CaO) definidas como JIS G 0202 que son sitios de atrapamiento de hidrógeno en una estructura de perlita, y además controlando la cantidad de hidrógeno en el acero.

60 El Documento de Patente 6 describe un rail que tiene una excelente resistencia a la fractura retardada en el que es añadido Nb para refinar la estructura de bainita y para evitar la precipitación de carburos en los límites de grano.

65 Sin embargo, en las técnicas descritas en los Documentos de Patente 4 y 5, las inclusiones que están en los sitios de atrapamiento del hidrógeno residual se vuelven gruesas dependiendo del sistema de componentes, y la resistencia a la fractura retardada del acero de perlita no mejora suficientemente. Adicionalmente hay un problema consistente en que las inclusiones sirven como puntos de iniciación de la fatiga o de la fractura dependiendo de los

tipos de inclusiones, y es más probable que aparezca la rotura. Además, en la técnica descrita en el Documento de Patente 6, existen problemas consistentes en que la estructura no está suficientemente refinada o la precipitación de los carburos en los límites de grano no está lo suficientemente suprimida, debido a la adición de una aleación, los efectos no son estables, y el coste aumenta debido a la adición de una aleación.

El documento de Patente 7 describe un rail con base de perlita en el que, la dureza y la ductilidad son mejoradas utilizando óxido de Mg, óxido de Mg-Al, sulfuro de Mg o una inclusión en la que el MnS es precipitado a partir del óxido o el sulfuro descrito anteriormente como un núcleo, con el fin de mejorar la resistencia del daño por fatiga.

Sin embargo, en la técnica descrita en el Documento de Patente 7, es necesario añadir 0,0004 % o más de Mg al rail con base de perlita. El Mg es un elemento que tiene una presión de vapor elevada y que tiene un rendimiento pobre cuando está siendo añadido al acero fundido. Por lo tanto, en la técnica descrita en el Documento de Patente 7, el control para obtener suficientemente óxido de Mg, óxido de Mg-Al o sulfuro de Mg es difícil, y existe un problema consistente en los aumentos de coste.

[Documento de la Técnica Anterior]

[Documento de Patente]

[Documento de Patente 1] Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación N° H08-144016

[Documento de Patente 2] Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación N° H08-246100

[Documento de Patente 3] Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación N° H09-296254

[Documento de Patente 4] Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación N° 2007-277716

[Documento de Patente 5] Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación N° 2008-50684

[Documento de Patente 6] Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación N° H08-158014

[Documento de Patente 7] Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación N° 2003-105499

[Documento de Patente 8] Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación N° H08-246100

[Documento de Patente 9] Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación N° H09-111352

[Documento de Patente 10] Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación N° H08-092645

El documento JP 3 368309 B2 describe un rail perlítico de elevada resistencia cuya composición incluye 0,0004-0,01 % de Mg.

[Descripción de la Invención]

[Problemas a resolver por la Invención]

La presente invención se ha realizado en consideración de los problemas descritos anteriormente. Un objetivo de la presente invención es proporcionar un rail que tenga una resistencia a la fractura retardada mejorada requiera particularmente en raíles de ferrocarriles de mercancías que transportan recursos.

[Medios para resolver del Problema]

(1) De acuerdo con un aspecto de la presente invención, se proporciona un rail constituido por, en % en masa, C: 0,70 % a 1,20 %, Si: 0,05% a 2,00 %, Mn: 0,10% a 2,00%, P: 0,0200% o menos, S: más del 0,0100 % a 0,0250 %, Al: 0,0020 % a 0,0100 %, and opcionalmente, uno o más de : Ca: 0,0005 % a 0,0200 %, REM: 0,0005% a 0,0500 %, Cr: 0,01% a 2.00%, Mo: 0,01% a 0,50%, Co: 0,01% a 1.00%, B:0,0001% a 0,0050 %, Cu: 0,01% a 1.00%, Ni: 0,01% a 1.00%, V: 0,005% a 0,50%, Nb: 0,001% a 0,050%, Ti: 0,0050 % a 0,0500 %, Zr: 0,0001% a 0,0200% y N: 0,0060% a 0,0200% y un equilibrio que consta de Fe e impurezas, en el que un 95 % o más de una estructura en una sección de superficie de cabeza, que está en un rango desde las superficies de las secciones de esquina de cabeza y una sección superior de cabeza del rail como un punto de inicio a una profundidad de 20 mm, es una estructura de perlita, estructura de bainita o una estructura mezcla de la estructura de perlita y la estructura de bainita; y la estructura contiene de 20 a 200 sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido de base de Al como un núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1 µm a 10 µm por milímetro cuadrado en un área que va a ser inspeccionada sobre una sección transversal horizontal del rail.

(2) En el rail de acuerdo con el punto anterior (1), un contenido de S puede estar comprendido entre 0,0130 % a 0,0200 % en % en masa.

(3) En el rail de acuerdo con los puntos anteriores (1) o (2), un contenido de H puede ser de 2,0 ppm o menor.

[Efectos de la Invención]

De acuerdo con el aspecto de la presente invención, es posible mejorar la resistencia a la fractura retardada de un rail utilizado en ferrocarriles de mercancías que transportan recursos y mejorar de forma suficiente la vida de servicio controlando los componentes y la estructura del rail, y además, controlando la forma y el número de sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al en el acero como núcleo.

[Breve Descripción de los Dibujos]

La Fig. 1 es una vista que ilustra una relación entre el número de sulfuros con base de MnS finos (tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$ ) formados alrededor de un óxido con base de Al en un acero como un núcleo y el valor de esfuerzo umbral de la fractura retardada.

La Fig. 2 es una vista que ilustra los nombres de las ubicaciones de superficie en una sección transversal de una sección de cabeza de un rail de acuerdo con una realización y las regiones en las que se requiere una estructura de perlita o una estructura de bainita.

La Fig. 3 es una vista que ilustra una ubicación en la que son medidos los sulfuros con base de MnS finos (tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$ ) formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo.

La Fig. 4 es una vista que ilustra una relación entre el número de sulfuros con base de MnS finos (tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$ ) formados alrededor de un óxido con base de Al como un núcleo y los valores de esfuerzo umbrales de la fractura retardada en los Raíles de la Invención (signos de referencia A1 a A50) y los Raíles Comparativos) signos de referencia a7 a a22) mostrados en las Tablas 1-1 a 2-2.

La Fig. 5 es una vista que ilustra los números de sulfuros con base de MnS finos (tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$ ) formados alrededor de un óxido con base de Al como un núcleo y los valores de esfuerzo umbral de la fractura retardada en los Raíles de la Invención (A14 a A16, A17 a A19, A22 a A24, A28 a A30, A32 a A34, A35 a A37, A38 a A40, A41 a A45 y A47 a A49) mostrados en las Tablas 1-1 a 1-4 utilizando una relación entre el control de un contenido de S, la optimización del contenido de S y el control de un contenido de H.

La Fig. 6A es un diagrama de configuración que ilustra un método de ensayo de fractura retardada.

La Fig. 6B es una vista que describe una ubicación de apoyo de peso en el método de ensayo de fractura retardada de la Fig. 6A.

[Realizaciones de la Invención]

A continuación se describirá con detalle una realización de la presente invención utilizando los dibujos adjuntos. Sin embargo, la presente invención no se limita a la descripción siguiente, y un experto en la técnica puede entender fácilmente que la forma y los detalles de la presente invención se pueden modificar de diversas maneras dentro del sentido y del alcance de la presente invención. Por lo tanto, la interpretación de la presente invención no se limita a las descripciones de la realización descrita a continuación.

Como la realización, un rail que tiene una excelente resistencia a la fractura retardada (en lo que sigue, a veces, referido como un rail de acuerdo con la realización) será descrito con detalle. En lo que sigue, la unidad de una composición, en % en masa, se expresará simplemente como %.

En primer lugar, los inventores estudiaron un método para mejorar la resistencia a la fractura retardada de un rail (rail de acero) utilizando inclusiones que son sitios de atrapamiento de hidrógeno. Como resultado del estudio, las inclusiones baratas que tienen un pequeño efecto en los diversas propiedades del rail, fue verificado que los sulfuros con base de MnS (sulfuros que contienen un 80% o más de MnS) formados a partir del S contenido como una impureza del hierro y el Mn generalmente añadido como elemento resistente no tenían efecto sobre las propiedades de dureza y fatiga y es barato, y por tanto los sulfuros con base de MnS son sitios de atramiento de hidrogeno prometedores.

A continuación, para utilizar los sulfuros con base de MnS como sitios de atrapamiento de hidrógeno, el estado de formación de los sulfuros con base de MnS en el rail de la técnica relacionada fue investigado. Como resultado, se encontró que los sulfuros con base de MnS están clasificados en sulfuros con base de Mn relativamente grandes y sulfuros con base de MnS relativamente pequeños que tenían un tamaño de grado de 5  $\mu\text{m}$  o menor.

Para hacer que los sulfuros con base de MnS sirvan de forma efectiva como sitios de atrapamiento de hidrógeno, es necesario incrementar el área superficial entre los sulfuros con base de MnS que son los sitios de atrapamiento y el metal base en contacto con el sulfuro con base de MnS, esto es, refinar los sulfuros con base de MnS.

Por lo tanto, primero, fueron investigados los comportamientos de formación de los sulfuros con base de MnS grandes. Como resultado de analizar el acero en el punto medio de la solidificación, se hizo evidente que los sulfuros con base de MnS están formados a partir de una fase líquida en la mayoría del acero y se vuelven gruesos en la fase líquida antes de que el acero se solidifique (hierro gamma).

Los inventores estudiaron un método para refinar los sulfuros con base de MnS formados en la fase líquida. Como resultado, se encontró que, para refinar los sulfuros con base de MnS, eran necesarios núcleos estables que acelerasen la formación de los sulfuros con base de MnS en la fase líquida. En base al descubrimiento anteriormente descrito, se prestó atención a un óxido que es estable a elevada temperatura, y los óxidos finos fueron seleccionados para utilizar como núcleos. Acero que contenía un 1,0 % de carbono fue fundido, y fue añadida una variedad de elementos de formación de óxido, investigando con ello los comportamientos de formación de óxido y sulfuros con base de MnS. Como resultado, se encontró que, cuando se añade una cierta cantidad de Al, y el óxido con base de Al está finamente disperso en una fase líquida, es posible hacer que el óxido con base de aluminio que tiene una constaste de redícula próxima a la constante de redícula del MnS sirva como un núcleo de formación de los sulfuros con base de MnS, y en consecuencia, es posible refinar los sulfuros con base de MnS.

Después, los inventores estudiaron el contenido de Al para formar finamente el óxido con base de Al en una fase líquida. Como resultado, se encontró que, para evitar la formación de un óxido con base de Al grueso que tenía un efecto adverso en las diversas propiedades del rail y para formar una cantidad suficiente de un óxido con base de Al fino en la fase líquida, era importante controlar el contenido de Al para que estuviera en cierto rango.

En base al descubrimiento anteriormente descrito, los inventores investigaron la resistencia a la fractura retardada como se describe más adelante. Esto es, en primer lugar, acero que contenía 0,0010 % de Al y 0,0080 % de S y acero que contenía 0,0040 % de Al y un 0,0105 % de S, ambos que contenían también 1,0 % de carbono (0,2 % de Si - 1,0 % de Mn) y 2,5 ppm de hidrógeno como componentes base, fueron fundidos y fueron moldeadas piezas de acero. A continuación, fueron realizados el laminado de rail y el tratamiento de calor en las piezas de acero, fabricando con ello raíles que tenían una estructura de perlita y bainita en la sección de superficie de cabeza (un rango desde la superficie exterior de la sección de cabeza como punto de inicio a una profundidad de 20 mm). Un ensayo de flexión en tres puntos en el que fue aplicado un esfuerzo de tracción en la sección de cabeza fue realizado en los raíles obtenidos como se ha descrito anteriormente, y fue evaluada la resistencia a la fractura retardada. La resistencia a la fractura retardada fue evaluada utilizando el método de flexión de tres puntos (longitud de vano; 1,5 m), de manera que el esfuerzo de tracción actuaba sobre la sección de cabeza. La condición de esfuerzo fue establecida en el rango de 200 MPa a 500 MPa, el tiempo de aplicación de esfuerzo fue establecido en 500 horas, y el valor máximo del esfuerzo en un caso en el que la pieza de acero no se rompiera cuando el esfuerzo había sido aplicado durante más de 500 horas fue considerado como el valor de esfuerzo umbral de la fractura retardada.

Como resultado del ensayo de fractura retardada, para el acero que contenía 0,0010 % de Al que es el contenido en un caso en el que el Al no es añadido de manera intencionada durante el refinado de rail ordinario y 0,0080 % de S que es el contenido en un rail obtenido a partir de un refinado de rail ordinario, el valor de esfuerzo umbral de fractura retardada fue de 220 MPa. Mientras, para un acero que contenía un 0,0040 % de Al y un 0,0105 % de S, el valor de esfuerzo umbral de la fractura retardada fue de 300 MPa. Esto es, se encontró que, cuando las cantidades de Al y S eran aumentadas, el número de sulfuros con base de MnS finos formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo, aumentaba, y la resistencia a la fractura retardada mejoraba.

Además, los inventores estudiaron un método para mejorar más la resistencia a la fractura retardada. El acero que contiene un 1,0 % de carbono (0,2 % de Si - 1,0 % de Mn - 0,0040 % de Al) y 2,5 ppm de hidrógeno como componentes base y que tiene cambiado los contenidos de S de 0,0105 % y 0,0150 %, respectivamente, fue fundido, y fueron realizados un laminado de rail y un tratamiento de calor, fabricando con ello raíles que tenían una estructura de perlita y bainita en la sección de superficie de cabeza. Un ensayo de flexión de tres puntos en el que fue aplicado un esfuerzo de tracción a la sección de cabeza fue realizado utilizando los raíles, y fue evaluada la resistencia a la fractura retardada.

Como resultado, para el rail que contenía 0,0105 % de S, el valor de esfuerzo umbral de la fractura retardada fue de 330 MPa, y para el rail que contenía 0,0150 % de S, el valor de esfuerzo umbral de la frecuencia retardada era de 380 MPa. Esto es, se confirmó que, cuando el contenido de S aumentaba, el número de sulfuros con base de MnS formados alrededor del óxido con base de Al que es un sitio de atrapamiento de hidrógeno como un núcleo aumentaba más, y la resistencia a la fractura retardada mejoraba.

Además del control del sulfuro con base de MnS, los inventores estudiaron un método para mejorar más la resistencia de la fractura retardada. Como resultado, se confirmó que, cuando la cantidad de hidrógeno (contenido de H) se controla a 2,0 ppm o menor intensificando el refinamiento secundario (desgasificando) del acero fundido o aplicando un tratamiento de deshidrogenación en una fase de pieza de acero, el valor de esfuerzo umbral de la fractura retardada mejora hasta 450 MPa, y la resistencia a la fractura retardada mejora más.

La Fig. 1 ilustra una relación entre el número de sulfuros con base de MnS finos (tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$ ) formados alrededor de un óxido con base de Al en acero como un núcleo y el valor del esfuerzo umbral de la fractura retardada. El número de sulfuros con base de MnS finos alrededor de un óxido con base de Al como un núcleo fue medido utilizando un microscopio óptico y un microscopio de barrido electrónico después de tomar una muestra en una ubicación de 10 mm a 20 mm de profundidad de la superficie de la sección de cabeza del rail y puliendo la sección transversal horizontal. El número de sulfuros con base de MnS finos (tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$ ) fue convertido al número de granos por milímetro cuadrado después de la medida. Mientras, la sección transversal horizontal, se refiere a la sección transversal que se obtiene cortando un rail en una dirección perpendicular a la dirección longitudinal como se ilustra en la Fig. 3 descrita más adelante.

Cuando el contenido en S es controlado en un rango predeterminado, y después el contenido de Al es incrementado, el número de sulfuros con base de MnS finos aumenta, y el valor del esfuerzo umbral aumenta como se ilustra en la Fig. 1. Además, cuando el contenido de S aumenta más, el número de sulfuros con base de MnS finos aumenta y el valor de esfuerzo umbral aumenta. Además, cuando la cantidad de hidrógeno en el acero es controlado a 2,0 ppm o menor, el valor de esfuerzo umbral mejora más.

Esto es, el rail de acuerdo con la realización se refiere a un rail destinado a mejorar la resistencia a la fractura retardada de un rail utilizado para ferrocarriles de mercancías y a mejorar de manera significativa la vida de servicio controlando los componentes químicos y la estructura y controlando la forma o número de sulfuros con base de MnS formados alrededor de un ácido con base de Al en acero como núcleo. Mientras, en el rail de acuerdo con la realización, adicionalmente, es posible mejorar más la resistencia a la fractura retardada aumentando el contenido de S y reduciendo la cantidad de hidrógeno.

Las razones para limitar la composición del acero del rail de acuerdo con la realización serán descritas. En lo que sigue, la unidad de composiciones del acero, % en masa, será expresada simplemente como %.

(1) Las razones para limitar los componentes químicos (composición del acero) del acero

Las razones para limitar los componentes químicos del acero en los rangos numéricos descritos anteriormente en el rail de acuerdo con la realización se describirán con detalle.

C: 0,70 % a 1,20 %

El C es un elemento efectivo para acelerar la transformación perlítica en la estructura del acero y asegurar la resistencia al desgaste del rail. Además, el carbono es un elemento necesario para mantener la resistencia de la estructura de bainita. Cuando el contenido en C es menor que el 0,70 %, se forma una estructura de ferrita pro-eutectoide blanda en la que la deformación es probable que sea almacenada, y se hace probable que se produzca la fractura retardada. Además, cuando el contenido en C es menor del 0,70 %, en el sistema de componentes del rail de acuerdo con la realización, no es posible mantener la resistencia mínima o la resistencia al desgaste requerida para los raíles. Por otra parte, cuando el contenido de C supera el 1,20 %, se forma una cantidad grande de estructura de cementita pro-eutectoide que tiene baja dureza, y la resistencia a la fractura retrasada es más probable que se produzca. Por lo tanto, el contenido de C está limitado a un intervalo comprendido entre 0,70 % y 1,20 %. Mientras, para estabilizar la formación de la estructura de perlita o la estructura de bainita y mejorar la resistencia a la fractura retardada, el límite inferior del contenido de C está, de manera deseable, establecido en 0,80 % y el límite superior del contenido de C está establecido de manera deseable en 1,10 %.

Si: 0,05% a 2,00 %

El Si es un elemento que forma una solución sólida en la ferrita en la estructura de perlita o la estructura de ferrita base en la estructura de bainita, aumenta la dureza (resistencia) de la sección de cabeza del rail, y mejora la resistencia al desgaste. Además, el Si es un elemento que suprime la formación de una estructura de cementita pro-eutectoide que tiene una baja dureza y suprime la ocurrencia de fractura retardada en el acero hiper-eutectoide. Por otra parte, cuando el contenido de Si supera el 2,00 %, un cierto número de defectos superficiales son generados durante el laminado en caliente. Además, cuando el contenido de Si excede el 2,00 %, aumenta significativamente la capacidad de endurecer, se forma una estructura de martensita que tiene una baja dureza en la sección superficie de cabeza, y la fractura retardada es muy probable que ocurra. Por lo tanto, el Si está limitado a un rango de 0,05 % a 2,00 %. Mientras, para estabilizar la formación de la estructura de perlita o la estructura de bainita y mejorar la resistencia a la fractura retardada, el límite inferior del contenido en Si se establece de manera deseable en 0,10 %, y el límite superior del contenido de Si se establece de manera deseable en 1,50 %.

Mn: 0,10 % a 2,00 %

En Mn es un elemento que mejora la capacidad de endurecimiento, estabiliza la formación de perlita, y de manera simultánea, disminuye la separación lamelar en la estructura de perlita. Además, el Mn es un elemento que estabiliza la formación de bainita, de manera simultánea, disminuye la temperatura de transformación, asegura la dureza de la estructura de perlita o la estructura de bainita, y mejora la resistencia al desgaste. Sin embargo, cuando el contenido de Mn es menor que el 0,10 %, el efecto es pequeño. Además cuando el contenido de Mn es menor del 0,10 %, es inducida la formación de una estructura de ferrita pro-eutectoide blanda en la que la deformación es probablemente acumulada, y se hace más difícil asegurar la resistencia al desgaste o la resistencia a la fractura retardada. Por otra parte, cuando el contenido de Mn excede el 2,00 %, la capacidad de endurecimiento aumenta significativamente, se forma en la sección superficial en una estructura de martensita que tiene un efecto adverso sobre la dureza, y es más probable que se produzca la fractura retardada. Por lo tanto, el contenido en Mn está limitado a un rango de 0,10 % a 2,00 %. Mientras, para estabilizar la formación de la estructura de perlita o la estructura de bainita y mejorar la resistencia a la fractura retardada, el límite inferior del contenido en Mn se establece de manera deseable en el 0,20 %, y el límite superior del contenido de Mn se establece de manera deseable en 1,50 %.

P: 0,0200 % o menor

El P es un elemento inevitablemente contenido en el acero. Generalmente, cuando se realiza el refinamiento, en un convertidor el contenido de P es controlado en un intervalo de 0,0020 % a 0,0300 %. Sin embargo, cuando el contenido excede el 0,0200 %, la dureza de la estructura de perlita disminuye, y la fractura retardada es más fácil que se produzca. Por lo tanto, en la realización, el contenido de P está limitado a 0,0200 % o menor. Cuando el contenido de P es disminuido, la dureza de la estructura de perlita es mejorada, y la fractura retardada puede ser suprimida. Dado que el contenido de P es deseablemente menor, el límite inferior del contenido de P no está especificado. Sin embargo, incluso cuando el contenido de P es disminuido hasta menos del 0,0030 % no hay

mejora adicional de la resistencia a la fractura retardada. Además, los costes de refinado aumentan, y la eficiencia económica disminuye. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de P se establece de manera deseable en 0,0030%. Para suprimir la disminución de la dureza de la estructura de perlita y suprimir de manera eficiente la fractura retardada, el límite inferior del contenido de P se establece de manera deseable en 0,0050 %, y el límite superior del contenido de P se establece de manera deseable en 0,0150 % en consideración de la eficiencia económica.

S: más de 0,0100 % al 0,0250 %

El S es un elemento inevitablemente contenido en el acero. Generalmente, cuando se realiza el refinado en un convertidor, el contenido de S es reducido hasta el 0,0030 % al 0,0300 %. Sin embargo, existe una correlación entre el contenido de S y la cantidad de formación del sulfuro con base de MnS, y cuando el contenido de S aumenta, el número de sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como un núcleo aumenta, y por tanto, en el rail de acuerdo con la realización, el contenido de S se establece en más del 0,0100 %. Cuando el contenido de S es del 0,0100 % o menor, un aumento en la cantidad de formación del sulfuro con base de MnS fino no puede ser esperado. Por otra parte, cuando el contenido de S supera el 0,0250 %, se producen la concentración de esfuerzos o la fragilidad de la estructura debido al engrosamiento del sulfuro con base de MnS o a un incremento en la densidad de formación, y se hace más probable que se produzca a rotura del rail. Por lo tanto, el contenido de S ha sido limitado a un rango de más del 0,0100 % a 0,0250 %. Mientras, para acelerar más la formación del sulfuro con base de MnS fino y evitar el engrosamiento del sulfuro con base de Mn, el límite inferior del contenido de S se establece de manera deseable en 0,0130 %, y el límite superior del contenido de S se establece de manera deseable en 0,0200 % o menor.

Al: 0,0020 % a 0,0100 %

El Al actúa como un núcleo de formación de un sulfuro con base de MnS en una fase líquida, y es un elemento esencial para dispersar finamente el sulfuro con base de MnS. Cuando el contenido de Al es menor que el 0,0020 %, la cantidad de óxido con base de Al formada es pequeña, y el Al no actúa suficientemente como núcleo de formación del sulfuro con base de MnS en una fase líquida. Por lo tanto, se hace difícil dispersar finamente el sulfuro con base de MnS especificado en la realización. Como resultado también se hace más difícil asegurar la resistencia a la fractura retardada. Por otra parte, cuando el contenido de Al excede el 0,0100 % el Al se vuelve excesivo, el número de sulfuros con base de MnS se hace excesivo, en consecuencia, la estructura se hace frágil, y se hace difícil asegurar la resistencia a la fractura retardada. Además, cuando el contenido de Al es excesivo, el óxido con base de Al se forma en forma de grupo, y la rotura del rail es más probable que se produzca debido a la concentración de esfuerzos. Por lo tanto, el contenido de Al está limitado al 0,0020 % al 0,0100 %. Mientras, para realizar la función como núcleo de formación del sulfuro con base de MnS, y para evitar el agrupamiento de un óxido con base de Al, el contenido de Al está establecido de manera deseable en 0,0030 % a 0,0080 %. Mientras, durante el refinado de rail ordinario, menos del 0,0020 % de Al es interfundido a partir de un material inicial o refractario. Por lo tanto, el contenido de Al dentro del rango del 0,0020 % o más representa la adición intencionada del Al en una etapa de refinado.

H: 2,0 ppm (0,0002 %) o menor

El H es un elemento que produce la fractura retardada. Cuando el contenido de H en un tocho antes del laminado en caliente excede 2,0 ppm, el contenido de H acumulado en las interfaces entre los sulfuros con base de MnS y el metal base aumenta, y la fractura retardada es más fácil que se produzca. Por lo tanto, en el rail de acuerdo con la realización, el contenido de H se establece preferiblemente en 2,0 ppm o inferior. Mientras, el límite inferior del contenido de H no está limitado; sin embargo, cuando la capacidad de refinado secundario (desgasificación) en la etapa de refinado o la capacidad de tratamiento de deshidrogenación del tocho se tienen en cuenta, el contenido de H de aproximadamente 1,0 ppm se considera que es el límite de fabricación real.

Además, para que el rail tenga la composición de componentes descrita anteriormente, se pueden añadir Ca, REM, Cr, Mo, Co, B, Cu, Ni, V, Nb, Ti, Zr y N como sea necesario además de los elementos descritos anteriormente con el fin de mejorar la resistencia a la fractura retardada mediante la dispersión fina del óxido con base de Al y el sulfuro con base de MnS, la mejora de la resistencia al desgaste mediante un incremento de la dureza (resistencia) de la estructura de perlita o la estructura de bainita, la mejora de la dureza, la prevención del ablandamiento de las zonas afectadas, el control de la distribución de dureza en la sección transversal dentro de la sección de cabeza de rail, y similares. En un caso en el que los elementos descritos anteriormente son añadidos, las cantidades deseables del rail se describirán más adelante.

No siempre es necesario añadir los elementos químicos descritos anteriormente a una lámina de acero, y por tanto los límites inferiores de los contenidos de los elementos químicos son todos cero, y no están limitados. Además, cuando el Ca, REM, Cr, Mo, Co, B, Cu, Ni, V, Nb, Ti, Zr y N están contenidos en contenidos menores a los límites inferiores descritos anteriormente, los elementos son tratados como impurezas.

El Ca suprime el agrupamiento del óxido con base de Al, y dispersa finamente el sulfuro con base de MnS. El REM rompe la sección de conexión del agrupamiento del óxido con base de Al, y dispersa finamente el sulfuro con base de MnS. El Cr y el Mo aumentan el punto de transformación de equilibrio, disminuyen el espacio lamelar de la estructura de perlita y refinan la estructura de bainita, y mejoran la dureza. El Co refina la estructura de ferrita base

- en una superficie desgastada, y aumenta la dureza de la superficie desgastada. El B disminuye la dependencia de la temperatura de transformación de perlita en el régimen de enfriamiento, y hace uniforme la distribución de dureza en la sección de cabeza de rail. Además, el B mejora la capacidad de endurecimiento de la estructura de bainita, y mejora la dureza. El Cu forma una solución sólida en la ferrita en la estructura de perlita o en la estructura de bainita, aumenta la dureza. El N mejora la resistencia y la dureza de la estructura de perlita o de la estructura de bainita, y de manera simultánea, evita el ablandamiento de la zona afectada por calor en una junta soldada. El V, Nb y Ti suprimen el crecimiento de los granos de austenita utilizando un carburo o nitruro generado durante el laminado en caliente o en los procesos de enfriamiento posteriores. Además, el V, Nb y Ti mejoran la resistencia y la dureza de la estructura de perlita o la estructura de bainita utilizando el endurecimiento de precipitación. Además el V, Nb y Ti generan de forma estable un carburo o nitruro durante el recalentamiento y evitan el ablandamiento de la zona afectada por calor en una junta soldada. El Zr aumenta la relación de grano equiaxial (obtenida dividiendo la anchura de los granos equiaxiales formados en la dirección del espesor de un bloque fundido por el espesor del bloque fundido) de una estructura de solidificación, con lo que se suprime la formación de una banda de segregación en la parte central del tocho fundido, y se suprime la formación de una estructura de cementita pro-eutectoide en la estructura de martensita. El N se segrega en los límites de grano de austenita con lo que se acelera la transformación de perlita o la transformación de bainita, y se refina la estructura de perlita o la estructura de bainita. La obtención de los efectos anteriormente descritos es la finalidad principal de añadir Ca, REM, Cr, Mo, Co, B, Cu, Ni, V Nb, Ti, Zr y N.
- 20 Ca: 0,0005 % a 0,0200 %  
El Ca es un fuerte elemento desoxidante, y en un elemento que cuando se añade, reforma un óxido con base de Al a un óxido con base de CaOAl o CaO, con lo que se evita el agrupamiento o el engrosamiento del óxido con base de Al, y se acelera la formación finamente dispersada del sulfuro con base de MnS fino. Sin embargo, cuando el contenido de Ca es menor que el 0,0005 %, el efecto es débil. Por lo tanto, para obtener el efecto anteriormente descrito, el límite inferior del contenido de Ca se establece de manera deseable en 0,0005 %. Por otra parte, cuando el contenido de Ca excede el 0,0200 %, se genera un óxido de Ca grueso, y la rotura del rail se hace más probable debido a la concentración de esfuerzos. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Ca se establece de manera deseable en 0,0200 %.
- 30 REM: 0,0005 % a 0,0500 %  
El REM es el elemento desoxidante más fuerte y es un elemento que reduce el óxido con base de Al en grupos, de manera que refina el óxido con base de Al, con lo que se acelera la formación finamente dispersada del sulfuro fino con base de MnS. Sin embargo, cuando el contenido de REM es menor que 0,0005 %, el efecto es pequeño, y el REM no actúa de manera suficiente como un núcleo de formación del sulfuro con base de MnS. Por lo tanto, en el caso en el que el REM sea añadido, el contenido de REM se establece de manera deseable en 0,0005 % o mayor. Por otra parte, cuando el contenido de REM excede el 0,0500 %, se genera un oxisulfuro de REM (REM<sub>2</sub>O<sub>2</sub>S), y la rotura del rail se hace más probable debido a la concentración de esfuerzos. Por lo tanto, el límite superior del contenido de REM se establece de manera deseable en 0,0500 %.
- 40 Mientras, el REM se refiere a un metal de tierras raras tal como el Ce, La, Pr o Nd. El contenido de REM limita el contenido total de todos los REMs. Cuando el total de todos los contenidos está dentro del rango anteriormente descrito, se pueden obtener los mismos efectos independientemente el número de REMs - único o múltiples (dos o más).
- 45 Cr: 0,01 % a 2,00 %  
El Cr es un elemento que aumenta la temperatura de transformación de equilibrio, y disminuye la separación lamelar en una estructura de perlita aumentando el grado de enfriamiento incompleto. Además, el Cr es un elemento que disminuye la temperatura de transformación bainítica y mejora la dureza (resistencia) de la estructura de perlita o de la estructura de bainita. Sin embargo, cuando el contenido de Cr es menor que el 0,01 %, el efecto es pequeño, y el efecto que mejora la dureza del rail no se observa. Por lo tanto, en el caso de que el Cr sea añadido, el contenido de Cr se establece de manera deseable en 0,01 % o mayor. Por otra parte, cuando el contenido de Cr excede del 2,00 %, la capacidad de endurecimiento mejora significativamente, y una estructura de martensita que tiene un efecto adverso sobre la dureza se forma en la sección de superficie de cabeza de rail y similar, de manera que la fractura retardada es más probable que se produzca. Por lo tanto, el contenido de Cr está limitado de manera deseable a un rango de entre 0,01 % y 2,00 %.
- 60 Mo: 0,01 % a 0,50 %  
De manera similar al Cr, el Mo es un elemento que aumenta la temperatura de transformación de equilibrio, y disminuye la separación lamelar en la estructura de perlita aumentando el grado de enfriamiento incompleto. Además, el Mo es un elemento que estabiliza la transformación bainítica y mejora la dureza (resistencia) de la estructura de perlita o la estructura de bainita. Sin embargo, cuando el contenido de Mo es menor que el 0,01 %, el efecto es pequeño y el efecto que mejora la dureza del rail no se observa. Por lo tanto, en el caso de que se añada Mo, el contenido de Mo se establece de manera deseable en un 0,01 % o mayor. Por otra parte, cuando el Mo es añadido de manera excesiva, de manera que el contenido de Mo excede el 0,50 %, la velocidad de transformación disminuye de manera significativa, y la estructura de martensita que tiene un efecto adverso sobre la dureza se forma en la sección superficial de la cabeza de rail y similar, de manera que es más fácil que ocurra al fractura

retardada. Por lo tanto, el contenido de Mo está limitado de manera deseable a que esté dentro del rango de 0,01 % a 0,50 %.

Co: 0,01 % a 1,00 %

5 El Co es un elemento que forma una solución sólida en la ferrita en la estructura de perlita o la estructura de ferrita base en la estructura de bainita, y además refina una estructura de ferrita fina formada por el contacto con una rueda en la superficie desgastada de la sección de superficie de cabeza de rail, con lo que se incrementa la dureza de la estructura de ferrita y se mejora la resistencia al desgaste. Sin embargo, cuando el contenido de Co es menor que el 0,01 %, el refinado de la estructura de ferrita ni es acelerado, y el efecto que mejora la resistencia al desgaste no puede ser esperado. Por lo tanto, en un caso en el que sea añadido Co, el contenido de Co es establecido de manera deseable en 0,01 % o superior. Por otra parte, cuando el contenido de Co excede del 1,00 % los efectos anteriormente descritos son saturados, y por tanto el refinado de la estructura de ferrita de acuerdo con el contenido no se consigue, y la eficiencia económica disminuye debido a un aumento de los costes de adición de aleación. Por lo tanto, el contenido de Co esta limitado de manera deseable a un rango del 0,01 % al 1,00 %.

15 B: 0,0001 % a 0,0050 %

El B es un elemento que forma el borocarburo de hierro ( $Fe_{23}(CB)_6$ ) en los límites de grano de la austenita, y reduce la dependencia de la temperatura de transformación perlítica en el régimen de enfriamiento a través del evento de transformación-aceleración perlítica. Además, como resultado, se proporciona una distribución de dureza más uniforme al interior del rail desde la superficie de la sección de cabeza, y es posible prolongar la vía de servicio del rail. Además el B mejora la capacidad de endurecimiento de la estructura de bainita, y mejora la dureza de la estructura de bainita. Sin embargo, cuando el contenido de B es menor que el 0,0001 %, el efecto no es suficiente, y no hay mejora en la distribución de dureza en la sección de cabeza del rail. Por lo tanto, en un caso en el que se añada B, el contenido de B se establece de manera deseable en un 0,0001 % o superior. Por otra parte, cuando el contenido de B excede 0,0050 %, se forma borocarburo de hierro grueso, y es más probable que se produzca la rotura del rail debido a la concentración de esfuerzos. Por lo tanto, el contenido de B está limitado de manera deseable al rango de 0,0001 % a 0,0050 %.

30 Cu: 0,10 % a 1,00 %

El Cu es un elemento que forma y una solución sólida en la ferrita en la estructura de perlita o la estructura de ferrita base en la estructura de bainita, y mejora la dureza (resistencia) a través del fortalecimiento de la solución sólida, mejorando con ello la resistencia al desgaste. Sin embargo, cuando en contenido de Cu es menor que el 0,01 % el efecto no puede ser esperado. Por otra parte cuando el contenido de Cu excede el 1,00 % se forma una estructura de martensita que tiene un efecto adverso en la dureza, en la sección de superficie de cabeza de rail y similar debido a la mejora significativa de la dureza, y es probable que se produzca la fractura retardada. Por lo tanto, el contenido de Cu está limitado de manera deseable a estar dentro del rango de 0,01 % a 1,00 %.

40 Ni: 0,01 % a 1,00 %

El Ni es un elemento que mejora la dureza de la estructura de perlita o la estructura de bainita, y de manera simultánea, se mejora al dureza (resistencia) a través del fortalecimiento de solución sólida, con lo que se mejora la resistencia al desgaste. Además, el Ni forma el compuesto intermetálico  $Ni_3Ti$  junto con el Ti, precipita finamente en las zonas afectadas por calor, y suprime el ablandamiento a través del fortalecimiento de la precipitación. Además, el Ni es un elemento que suprime la fragilidad intergranular en el acero con Cu añadido. Sin embargo, cuando el contenido de Ni es menor que el 0,01 %, el efecto es significativamente pequeño. Por otra parte, cuando el contenido de Ni excede el 1,00 %, se forma un estructura de martensita que tiene un efecto adverso en la dureza, en la sección de superficie de cabeza de rail y similar debido a la mejora significativa de la capacidad de endurecimiento, y la fractura retardada se hace más probable. Por lo tanto, el contenido de Ni ha sido limitado a un rango de entre 0,01 % a 1,00 %.

50 V: 0,005 % a 0,50 %

El V es un elemento que precipita en una forma de un carburo de V o un nitruro de V en un caso en el que se realiza el laminado en caliente ordinario o el tratamiento de calor en el que el acero es calentado a una temperatura elevada. El carburo de V o el nitruro de V precipitado refinan los granos de austenita utilizando un efecto "pining", y mejora la dureza de la estructura de perlita o la estructura de bainita. Además, el nitruro de V y el carburo de V formados en un proceso de enfriamiento después del laminado en caliente aumentan la dureza (resistencia) de la estructura de perlita y la estructura de bainita utilizando endurecimiento de precipitación, y mejoran la resistencia al desgaste. Además, dado que el V forma un carburo de V o un nitruro de V en un rango de temperaturas relativamente elevado en una zona afectada por calor recalentada en un rango de temperatura que es igual a o inferior del punto Ac1, el V es un elemento efectivo para evitar el ablandamiento de la zona afectada por calor en una junta soldada. Sin embargo, cuando el contenido de V es menor que el 0,005 %, el efecto anteriormente descrito no puede ser suficientemente esperado, y la resistencia o la dureza no mejoran. Por otra parte, cuando el contenido excede el 0,50 %, el endurecimiento de precipitación del carburo o nitruro de V se hace excesivo, la estructura de perlita o de bainita se vuelven frágiles, y la dureza del rail disminuye. Por lo tanto, el contenido de V está limitado de manera deseable al rango de 0,005 % a 0,50 %.

65 Nb: 0,001 % a 0,050 %

De manera similar al V, el Nb es un elemento que precipita en forma de carburo de Nb o de nitruro de Nb. En un caso en el que se realice el laminado en caliente ordinario o un tratamiento de calor en el que el acero sea calentado a una temperatura elevada, el carburo de Nb o nitruro de Nb refinan los granos de austenita utilizando el efecto pining, y, mejoran la dureza de la estructura de perlita o la estructura de bainita. Además, el nitruro de Nb y el carburo de Nb formados en el proceso de enfriamiento después del laminado en caliente aumentan la dureza (resistencia) de la estructura de perlita o de la estructura de bainita utilizando el endurecimiento de precipitación, y mejoran la resistencia al desgaste. Además, dado que el Nb forma de forma estable un carburo de Nb o nitruro de Nb en un amplio rango de temperaturas desde un rango de temperatura baja en una zona afectada por calor recalentada en un rango de temperatura que es igual a o inferior que el punto Ac1. Por lo tanto, el Nb es un elemento efectivo para evitar el ablandamiento de la zona afectada por calor en una junta soldada. Sin embargo, cuando el contenido de Nb es menor del 0,001 %, no se puede esperar el efecto descrito anteriormente y la resistencia o la dureza de la estructura de perlita no mejora. Por otra parte, cuando el contenido de Nb excede el 0,050 %, el endurecimiento de precipitación del carburo o nitruro de Nb se hace excesivo, la estructura de perlita o la estructura de bainita se vuelven frágiles, y la dureza del rail disminuye. Por lo tanto, el contenido de Nb se limita de manera deseable al intervalo de 0,001 % a 0,050 %.

Ti: 0,0050 % a 0,0500 %

El Ti es un elemento que precipita en forma de un carburo de Ti o un nitruro de Ti en un caso en el que se realicen laminando en caliente ordinario o un tratamiento de calor en el que el acero es calentado a una elevada temperatura. El carburo de Ti o el nitruro de Ti refinan los granos de austenita utilizando el efecto "pining", y mejoran la dureza de la estructura de perlita o de la estructura de bainita. Además, el nitruro de Ti y el carburo de Ti formados en el proceso de enfriamiento después del laminado en caliente aumentan la dureza (resistencia) de la estructura de perlita o de la estructura de bainita utilizando endurecimiento de precipitación, y mejoran la resistencia al desgaste. Además, el Ti refina las estructuras en una zona afectada por el calor calentada hasta el rango de la austenita utilizado el hecho de que el carburo de Ti o el nitruro de Ti precipitados durante el recalentamiento en la soldadura no se funden, y es un elemento efectivo para evitar la fragilidad de una sección de junta soldada. Sin embargo, cuando el contenido de Ti es menor del 0,0050 %, el efecto descrito anteriormente no se puede obtener de forma suficiente. Por otra parte, cuando el contenido de Ti excede del 0,0500 %, se forman un carburo de Ti o un nitruro de Ti gruesos, y la rotura del rail de hace probable debido a la concentración de esfuerzos. Por lo tanto, el contenido de Ti está limitado de manera deseable a un rango de 0,0050 % a 0,500 %.

Zr: 0,0001 % a 0,0200%

El Zr es un elemento que forma una inclusión con base de  $ZrO_2$  con el O en el acero. Dado que la inclusión con base de  $ZrO_2$  tiene una consistencia de red favorable con la  $\gamma$ -Fe, la inclusión con base de  $ZrO_2$  sirve como núcleo de solidificación de un rail de elevado carbono en el que el  $\gamma$ -Fe es una fase primaria solidificada, y aumenta, la relación de grado equiaxial de una estructura de solidificación. Esto es, el Zr es un elemento que suprime la formación de una banda de segregación en la parte central del tocho de fusión, y suprime la formación de una estructura de martensita o estructura de cementita pro-eutectoide formadas en una sección de segregación de rail. Sin embargo, cuando el contenido de Zr es menor del 0,0001 % el número de inclusiones con base de  $ZrO_2$  disminuye, y la inclusión con base de  $ZrO_2$  no sirve de forma suficiente como núcleo de solidificación. Como resultado, se forma una estructura de martensita o de cementita pro-eutectoide en la sección de segregación, y no es posible mejorar de forma suficiente la dureza del rail. Por otra parte, cuando el contenido de Zr excede el 0,0200 %, se forma una gran cantidad de inclusión con base de  $ZrO_2$  gruesa, y la rotura de rail se hace más probable debido a la concentración de esfuerzos. Por lo tanto, el contenido de Zr está limitado de manera deseable al rango de 0,0001 % y 0,0200 %.

Ni: 0,0060 % a 0,0200 %

El N es un elemento efectivo para mejorar la dureza refinando principalmente las estructuras a través de la segregación en los límites de grano de austenita y acelerando la transformación perlítica o la transformación bainítica desde los límites de grano de la austenita. Además, el N es un elemento que acelera la precipitación del VN o del AlN cuando está siendo añadido junto con V, Al. El VN o el AlN son efectivos para mejorar la dureza de la estructura de perlita o de la estructura de bainita refinando los granos de austenita utilizando el efecto pining en un caso en el que se realice el laminado en caliente ordinario o un tratamiento por calor, en el que el acero sea calentado a una temperatura elevada. Sin embargo, cuando el contenido de N es menor que el 0,0060 %, el efecto anteriormente descrito es débil. Por otra parte, cuando el contenido de N excede el 0,0200 % se hace difícil formar una solución sólida en el acero, se generan burbujas de aire que sirven como punto de inicio para el daño por fatiga, y se hace más probable que suceda la rotura del rail. Por lo tanto, el contenido de N está limitado de manera deseable al rango comprendido entre el 0,0066 % y el 0,0200 %.

El rail de acuerdo con la realización puede contener además elementos distintos de los elementos anteriormente descritos como impurezas, siempre y cuando las propiedades no se vean afectadas. Ejemplos de las impurezas incluyen impurezas contenidas en un material de partida tal como mineral o desecho e impurezas interfundidas en una etapa de fabricación.

Un rail que incluye la composición de componentes anteriormente descrita está fabricado fundiendo el acero en un horno de fundición utilizado habitualmente tal como un convertidor o un horno eléctrico, preparando un lingote a

partir del acero fundido, realizando un tocho o preparando el lingote de forma continua, y después laminando en caliente el lingote. Además, el tratamiento de calor se realiza con el fin de controlar la estructura metalográfica en la sección de cabeza superior cuando sea necesario.

5 (2) La razón para limitar la estructura metalográfica.

La razón para limitar la estructura metalográfica del acero en el rail de acuerdo con la realización será descrita con detalle.

10 En el rail de acuerdo con la realización, es importante que la sección de superficie de cabeza del rail incluya principalmente la estructura de perlita o la estructura de bainita.  
En primer lugar, se describirá la razón para limitar la estructura a la estructura de perlita o a la estructura de bainita.

15 En la sección de superficie de cabeza de rail que entra en contacto con la rueda, es más importante asegurar la resistencia al desgaste y la resistencia al daño por fatiga de rodadura. Como resultado de la investigación entre la relación entre la estructura metalográfica y las propiedades anteriormente descritas, se confirmó que la propiedades eran las más favorables en una estructura de perlita y una estructura de bainita. Además, respecto a la resistencia a la fractura retardada también se confirmó mediante ensayos que, cuando eran utilizadas una estructura de perlita y una estructura de bainita, la resistencia a la fractura retardada no se degradaba. Por lo tanto, la estructura en la  
20 sección de superficie de cabeza del rail ha sido limitada a una estructura de perlita o a una estructura de bainita con el fin de asegurar la resistencia al desgaste, la resistencia al daño de fatiga de rodadura y resistencia a la fractura retardada.

25 El uso distintivo de la estructura de perlita y la estructura de bainita ni es particularmente limitado, sino que la estructura de perlita es deseable para las vías en las que la resistencia al desgaste es importante, y la estructura de bainita es deseable para las vías en la que la resistencia al daño por fatiga de rodadura es importante. Además, se puede utilizar una estructura mezcla de ambas estructuras.

30 La Fig. 2 ilustra los nombres de las ubicaciones de superficie en una sección transversal de la sección de cabeza de un rail de acuerdo con la realización y las regiones en las que son requeridas la estructura de perlita o la estructura de bainita. Una sección de cabeza de rail 3 incluye una sección superior de cabeza 1 y secciones de esquina de cabeza 2 situadas en ambos extremos de la sección superior de cabeza 1. Una de las secciones de esquina de cabeza 2 es una sección de esquina de medida (G.C.) que entra principalmente en contacto con una rueda.

35 Un rango desde las superficies de las secciones de esquina de cabeza 2 y la sección superior de cabeza 1 como el punto de inicio a una profundidad de 20 mm se denomina sección de superficie de cabeza (3a, sección sombreada). Como se ilustra en la Fig. 2, cuando la estructura de perlita o la estructura de bainita están dispuestas en la sección de superficie de cabeza que es el rango desde las superficies de las secciones de esquina de cabeza 2 y la sección superior de cabeza 1 como punto de inicio a una profundidad de 20 mm, en el rail, son aseguradas la resistencia al desgaste y la resistencia al daño de fatiga de rodadura, y la resistencia a la fractura retardada es mejorada.

40 Por lo tanto, es deseable disponer la estructura de perlita o la estructura de bainita en la sección de superficie de cabeza en la que el rail principalmente entra en contacto con la rueda, y se requiere resistencia de fractura retardada. Otras secciones que no requieren las propiedades anteriormente descritas pueden incluir estructuras metalográficas distintas de las estructuras de perlita y la estructura de bainita.

45 La dureza de las estructuras metalográficas anteriormente descritas no está particularmente limitada. La dureza está ajustada de manera deseable dependiendo de las condiciones de la vía que va a ser construida. Mientras, la dureza Hv es controlada de manera deseable en un rango de aproximadamente 300 a 500 en términos de dureza de Vickers para asegurar de manera suficiente la resistencia al desgaste o la resistencia al daño de fatiga de rodadura. Un método deseable para obtener la estructura de perlita o la estructura de bainita que tenga una dureza Hv comprendida entre 300 y 500 es que sea seleccionada una aleación apropiada, y se realice un enfriamiento  
50 acelerado sobre una sección de cabeza de rail de alta temperatura en el que esté presente una región de austenita laminada en caliente o recalentada. Cuando el método descrito en los Documentos de Patente 8, 9, 10 o similares se utiliza como el método para el enfriamiento acelerado, es posible obtener una estructura y dureza predeterminadas.

55 La estructura metalúrgica de la sección de superficie de cabeza del rail de acuerdo con la realización está fabricada de manera deseable de la estructura de perlita y/o de la estructura de bainita anteriormente limitadas. Sin embargo, dependiendo del sistema de componente del rail o del método de fabricación de tratamiento de calor, existe un caso en el que una cantidad extremadamente pequeña de una estructura de ferrita pro-eutectoide, estructura de cementita o estructura de martensita pro-eutectoide que ocupa el 5% o menos de las estructuras anteriormente  
60 descritas en términos de relación de área sea interfundida. Sin embargo, incluso cuando la estructura anteriormente descrita es interfundida, no hay gran efecto adverso en la resistencia a la fractura retardada del rail o la resistencia al desgaste y la resistencia al daño de fatiga por rodadura de la sección de cabeza siempre y cuando la cantidad de la estructura sea pequeña. Por lo tanto, la estructura metalográfica de la sección de superficie de cabeza del rail de acuerdo con la realización puede incluir una cantidad extremadamente pequeña, 5% o menos, de estructura de ferrita pro-eutectoide, de estructura de cementita pro-eutectoide y de estructura de martensita. En otras palabras,  
65 la estructura metalográfica de la sección de superficie de cabeza del rail de acuerdo con la realización puede incluir

de 95 % a 100 % de la estructura de perlita la estructura de bainita o una estructura mezclada de la estructura de perlita y la estructura de bainita. Para asegurar la resistencia a la fractura retardada, y mejorar de forma suficiente la resistencia al desgaste o la resistencia al daño de fatiga por rodadura, es deseable formar el 98 % o más de la estructura metalográfica de la sección de superficie de cabeza con la estructura de perlita o la estructura de bainita.

5 Mientras, en la columna de microestructura en las Tablas 1-3, 1-4 y 2-2, las estructuras del 5 % o menos no se describen, y por lo tanto, todas las estructuras descritas distintas de la estructura de perlita o la estructura de bainita tienen una cantidad de más del 5% en términos de relación de área.

(3) La razón para limitar el número por unidad de área de los sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tengan un tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$ .

10 La razón para limitar el tamaño de grano del sulfuro con base de MnS formado alrededor de un óxido con base de Al como núcleo en una sección transversal horizontal arbitraria que es una materia de evaluación en el rail de acuerdo con la realización en el rango comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$  se describirá con detalle.

15 Como resultado de una variedad de ensayos de fusión, cuando el tamaño de grano del sulfuro con base de MnS formado alrededor de un óxido con base de Al excede las 10  $\mu\text{m}$ , el efecto del grano como sitio de atrapamiento de hidrógeno disminuye debido a una disminución en el área de superficie por unidad de volumen. Además, la concentración de esfuerzos o fragilidad de estructura ocurre debido al engrosamiento de los sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de aluminio como núcleo o un incremento en la densidad de formación y con ello, la rotura del rail se hace más probable. Además, cuando el tamaño de grano del grano de sulfuro con base de MnS formado alrededor del óxido con base de Al como núcleo es menor que  $\mu\text{m}$ , el efecto del grano como sitio de atrapamiento de hidrógeno aumenta, pero es difícil controlar los sulfuros con base de MnS durante la fabricación del rail. Además, en un caso en el que el tratamiento de calor o similar se realice después de la fabricación, el sulfuro con base de MnS es re-fundido, y el efecto del grano como sitio de atrapamiento de hidrógeno decrece significativamente. Cuando el tamaño de grano del grano de sulfuro con base de MnS formado alrededor de un óxido con base de Al como núcleo está comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$ , dado que es posible asegurar el área de superficie de las interfaces entre el metal base y las inclusiones, los sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo se hacen capaces de servir como suficientes sitios de atrapamiento de hidrógeno. Además, dado que las inclusiones (el grano de sulfuro con base de MnS formado alrededor de un óxido con base de Al como núcleo) son dispersados finamente, es posible disminuir la cantidad de hidrógeno atrapado por las respectivas inclusiones. Como resultado, la resistencia a la fractura retardada mejora. Por lo tanto, el tamaño de grano del grano de sulfuro con base de MnS formado alrededor de un óxido con base de Al como núcleo ha sido limitado en un rango de 1  $\mu\text{m}$  a 10  $\mu\text{m}$ .

35 Mientras, el tamaño de grano del grano de sulfuro con base de MnS formado alrededor de un óxido con base de Al como núcleo se puede obtener midiendo el área de sección trasversal, convirtiendo el área de sección trasversal en una sección trasversal de círculo equivalente, y calculando el tamaño de grano.

40 A continuación, se describirá con detalle la razón para limitar el número de sulfuros con base de MnS formado alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$  en una sección transversal horizontal arbitraria del rail de acuerdo con la realización en el rango de 20 a 200 por milímetro cuadrado de un área que va ser inspeccionada.

45 Cuando los sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$  es menor que 20 por milímetro cuadrado de un área que va a ser inspeccionada, se hace difícil asegurar el área de superficie de interfaces entre el metal de base y las inclusiones, y las inclusiones (el grano de sulfuro con base de MnS formado alrededor de un óxido con base de Al como núcleo) no funciona de forma suficiente como sitios de atrapamiento de hidrógeno. Además, cuando los sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano de 1  $\mu\text{m}$  a 10  $\mu\text{m}$  por milímetro cuadrado de un área que va ser inspeccionada exceden de 200, la cantidad de sulfuro se hace excesiva, la estructura metalográfica se hace frágil y la rotura del rail se vuelve probable. Por lo tanto, en el rail de acuerdo con la realización, los sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grado comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$  por milímetro cuadrado de un área que va ser inspeccionada han sido limitados al estar en el rango de 20 a 200.

55 Los sulfuros con base de MnS descritos anteriormente formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo se refieren a una inclusión que tiene un óxido con base de Al en la proximidad de la parte central del grano de sulfuro con base de MnS y un sulfuro con base de MnS revistiendo alrededor del óxido con base de Al. La relación de presencia entre el óxido con base de Al y el sulfuro con base de MnS no está particularmente limitada, pero la relación de presencia del óxido con base de Al es de manera deseable del 30 % o menos en términos de relación de área para asegurar la ductilidad de la inclusión y suprimir la fractura del rail.

60 Aunque el efecto puede ser obtenido sin limitar la relación de área, respecto a las inclusiones presentes en el rail de la realización, el límite inferior de la relación del área del óxido con base de Al es, de manera deseable del 5%.

65 Respecto al óxido con base de Al que es un núcleo y al sulfuro con base de MnS que reviste los alrededores del

óxido con base de Al, la inclusión puede incluir elementos distintos del óxido con base de Al y el óxido con base de MnS. Otros elementos pueden estar parcialmente interfundidos. Para mejorar más la estabilidad, la resistencia a la fractura retardada utilizando los sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$ , la relación de área de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  es de manera deseable del 60 % o mayor en el óxido con base de Al que es un núcleo, y la relación de área del MnS es de manera deseable del 80 % o mayor en el sulfuro con base de MnS que reviste los alrededores del óxido con base de Al.

El número de sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1  $\mu\text{m}$  y 10  $\mu\text{m}$  fue medido a partir de una muestra cortada de una sección transversal horizontal de la cabeza de sección de rail como se ilustra en la Fig. 3. Cada muestra recortada fue pulida como a modo de espejo, en una sección transversal arbitraria, los sulfuros con base de MnS formados alrededor del óxido con base de Al como un núcleo fueron inspeccionados utilizando un microscopio óptico o un microscopio de barrido, el número de inclusiones que tenían el tamaño anteriormente limitado fue contado, y el número fue convertido en el número por sección transversal unitaria. Los valores representativos de los raíles individuales descritos en los ejemplos son los valores medios de los números medidos en los 20 campos visuales.

La determinación del grano de sulfuro con base de MnS formado alrededor del óxido con base de Al como núcleo (determinación de la inclusión) fue realizada mediante el muestreo de una inclusión típica por adelantado, y realizando un microanálisis de sonda de electrones (EPMA). La diferenciación de las inclusiones fue realizada utilizando propiedades (forma o color) en las fotografías de microscopio óptico o microscopio de barrido de la inclusión especificada como información básica.

La ubicación de medida del grano de sulfuro con base de MnS no está particularmente limitada, pero el grano de sulfuro con base de MnS es medido de manera deseable en un rango de 10 mm a 20 mm de profundidad desde la superficie de cabeza de rail como se ilustra en la Fig. 3.

En el rail de acuerdo con la realización, hay un caso en el que los sulfuros con base de MnS que no están formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo es pequeño, y los sulfuros con base de MnS no contribuyen a la resistencia de fractura retardada, y por tanto, los sulfuros de MnS no están contados.

#### (4) El método de control del óxido con base de Al

Respecto al control de óxido con base de Al fino que sirve como núcleo el grano de sulfuro con base de MnS, se describirá un ejemplo de un método de fabricación.

El Al es un fuerte elemento desoxidante, y, cuando el aluminio metálico (por ejemplo, los granos de Al denominados aluminio en gránulos o similar) es añadido al acero fundido, el aluminio metálico reacciona con el oxígeno libre en el acero fundido, con lo que se forma  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . El  $\text{Al}_2\text{O}_3$  probablemente se agrupa, y consecuentemente engrosa un óxido con base de Al. Cuando un óxido con base de Al engrosado está presente, la rotura del rail es más probable que suceda debido a la concentración de esfuerzos. Por lo tanto, evitar el engrosamiento del óxido con base de Al es importante para mejorar la resistencia a la fractura retardada.

Un método para evitar el engrosamiento del óxido con base de Al puede ser seleccionado apropiadamente. Por ejemplo, es posible desoxidar preliminarmente el acero fundido de antemano utilizando un elemento que tenga una fuerza desoxidante más fuerte que el Al (REM o similar), disminuir la cantidad de oxígeno tanto como sea posible, de manera que se disminuya el contenido de Al al contenido mínimo necesario, y refinar el óxido con base en Al.

Además, al contrario que el método anteriormente descrito, por ejemplo, es posible inyectar un lote de una cantidad necesaria de Al para la desoxidación en un estado en el que una gran cantidad de oxígeno libre está contenida en el acero fundido sin realizar desoxidación preliminar, acelerar la formación levitación de grupos de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , y utilizar el óxido con base de Al fino.

Además, con el fin de controlar la formación de un óxido con base de Al a través de la reoxidación a partir de desecho, es posible intensificar la expulsión del desecho además del control de desoxidación descrito anteriormente.

Un método para eliminar el óxido con base de Al engrosado se puede seleccionar apropiadamente. Por ejemplo, para evitar el óxido con base de Al, es posible aplicar soplado de Ar en una cuchara de fundición después del refinado, soplado de burbujas de aire finas en un distribuidor ("tundish") antes del moldeo o similar. Además, con el fin de suprimir la aglomeración de óxido con base de Al o acelerar la levitación del óxido con base de Al grueso durante el moldeo, es posible aplicar excitación en un distribuidor ("tundish").

Además del control descrito anteriormente en el acero fundido, puede ser añadida una fuerte reducción de laminado al acero en fase sólida en la que el sulfuro con base de MnS está todavía formado a través del laminado en caliente. La fuerte reducción de laminado durante el laminado en caliente pueden machacar finalmente el óxido con base de Al engrosado. Cuando el óxido está finamente machacado, los sulfuros con base de Mn son también formados de forma dispersa, y la resistencia a la fractura retardada mejora más. Mientras, la fuerte reducción de laminado se

refiere a una reducción de laminado con una reducción del 30 % o más por paso durante el laminado en caliente.

(5) El método para controlar el contenido en S

5 Haciendo referencia al método para controlar el contenido de S para controlar el número de sulfuros con base de MnS, se describirá un ejemplo de un método de fabricación.

Una gran cantidad de S está contenida en una impureza de un hierro fundido. Es normal controlar el contenido de S en un convertidor. En un convertidor, el CaO es añadido, y el S es expulsado en desecho en forma de CaS. Cuando se realiza el refinado en un convertidor ordinario, el contenido de S se reduce a un 0,0030 % a 0,0300%. Cuando el contenido de S es controlado a más del 0,0100 % a 0,0250 % controlando el tiempo de tratamiento de desulfuración con el contenido de CaO en el contenido, y el núcleo de sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1 µm y 10 µm es aumentado es posible mejorar la resistencia de fractura retardada.

15 (6) El método para controlar el contenido de H

Respecto al control del contenido de H que mejora más la resistencia a la fractura retardada, se describirá un ejemplo de un método de fabricación.

20 El H está contenido en el hierro fundido como una impureza. Es normal controlar el contenido de H durante el refinado secundario (desgasificación) en el convertidor. Durante el refinado secundario, la cuchara de fundición es puesta en estado de vacío, y H en el acero es expulsado.

El contenido de H puede ser controlado a 2,0 ppm o menor controlando el tiempo de tratamiento durante el refinado secundario, y es posible mejorar más la resistencia a la fractura retardada.

25 El hidrógeno se introduce desde la atmósfera después del refinado anteriormente descrito, y hay un caso en el que la cantidad de oxígeno en un tocho después del moldeo es incrementada. En tal caso, es posible aplicar un método en el que el tocho es enfriado lentamente o recalentado, con lo que se difunde el hidrógeno dentro del exterior del tocho.

30 Ejemplo.

A continuación de describirán ejemplos de la presente invención.

35 Las Tablas 1-1 a 1-4 describen los compontes químicos y diversas propiedades de los Raíles de la Invención. Las Tablas 1-1 y 1-2 describen los valores de componentes químicos, las Tablas 1-3 y 1-4 describen las microestructuras de las secciones de superficie de cabeza, la dureza de las secciones de superficie de cabeza y el número de granos de sulfuro con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1 µm y 10 µm. Además. Las Tablas 1-3 y 1-4 describen también los resultados de los ensayos de fractura retardada (valores de esfuerzo límite) realizados utilizando un método ilustrado en la Fig. 6A. Las microestructuras de la superficie de las secciones de superficie de cabeza en las Tablas 1-3 y 1-4 incluyen microestructuras en las que una pequeña cantidad, 5 % o menor en términos de relaciones de área, de estructura de ferrita pro-eutectoide, estructura de clementita pro-eutectoide o estructura de martensita, está interfundida.

45 Las Tablas 2-1 y 2-2 describen los componentes químicos y diversas propiedades de los Raíles Comparativos. La Tabla 2-1 describe los valores de componentes químicos, la Tabla 2-2 describe las microestructuras de las secciones de superficie de cabeza, la dureza de las secciones de superficie de cabeza y el número de granos de sulfuro con base de MnS formados alrededor del óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1 µm y 10 µm. Además, la Tabla 2-2 describe también los resultados de los ensayos de fractura retardada (valores de esfuerzo límite) realizados utilizando el método ilustrado en la Fig. 6A. En las microestructuras de las secciones de superficie de cabeza en la Tabla 2-2, respecto a los Ejemplos Comparativos en los que más del 5 % en términos de relación de área de una estructura de ferrita pro-eutectoide, estructura de cementita pro-eutectoide o estructura de martensita está interfundido, la estructura de ferrita pro-eutectoide, la estructura de cementita pro-eutectoide o la martensita está también descrita en la columna de la microestructura de la sección de superficie de cabeza.

55 El símbolo “-” en las Tablas 1-1, 1-2 y 2-1 indica que el contenido ha sido igual a o menor que el valor límite de medida.

60 Las condiciones de fabricación de los Raíles de la Invención y los Raíles Comparativos descritos en las Tablas 1-1 a 1-4, 2-1 y 2-2 se describen más adelante.

65 Acero fundido → ajuste de componentes (convertidor y refinado secundario: desgasificación) → moldeo (tocho) → recalentamiento (1250 °C) → laminado en caliente (temperatura de acabado 950 °C → tratamiento de calor (temperatura inicial 800 °C, enfriamiento acelerado) → enfriamiento con aire

# ES 2 671 632 T3

En algunos N° de acero, fueron realizados tratamientos como los descritos en la columna de instrucción especial en las Tablas 1-3, 1-4 y 2-2.

[Tabla 1-1]

N° Acero	COMPONENTES QUÍMICOS (% en masa)																			
	C	Si	Mn	P	Al	S	H (ppm)	Ca	REM	Cr	Mo	Co	B	Cu	Ni	V	Nb	Ti	Zr	N
A1	0,70	0,50	0,80	0,0100	0,0030	0,0120	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A2	0,20	0,50	0,80	0,0100	0,0030	0,0120	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A3	0,90	0,05	1,10	0,0120	0,0095	0,0140	2,40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A4	0,90	2,00	1,10	0,0120	0,0095	0,0140	2,40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A5	0,70	0,70	1,10	0,0130	0,0050	0,0110	2,10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A6	0,70	0,70	2,00	0,0130	0,0050	0,0110	2,10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A7	0,95	0,50	0,55	0,0030	0,0040	0,0130	2,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A8	0,95	0,50	0,55	0,0200	0,0040	0,0130	2,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A9	1,00	0,25	0,80	0,0150	0,0020	0,0150	2,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A10	1,00	0,25	0,80	0,0150	0,0100	0,0150	2,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A11	0,90	0,35	1,00	0,0140	0,0050	0,0101	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A12	0,90	0,35	1,00	0,0140	0,0050	0,0250	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A13	0,75	0,50	1,00	0,0180	0,0030	0,0120	2,30	-	-	-	-	-	-	0,15	-	-	-	-	-	-
A14	0,80	0,30	0,85	0,0175	0,0025	0,0105	2,20	-	-	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A15	0,80	0,30	0,85	0,0175	0,0025	0,0145	2,20	-	-	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A16	0,80	0,30	0,85	0,0175	0,0025	0,0145	1,80	-	-	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A17	0,80	0,25	0,85	0,0140	0,0055	0,0120	2,10	-	-	0,15	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A18	0,80	0,25	0,85	0,0140	0,0055	0,0150	2,10	-	-	0,15	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A19	0,80	0,25	0,85	0,0140	0,0055	0,0150	1,80	-	-	0,15	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A20	0,85	0,50	0,70	0,0190	0,0040	0,0150	2,20	-	-	-	-	-	-	-	0,25	-	-	-	-	-
A20X	0,85	0,50	0,70	0,0190	0,0040	0,0150	2,20	-	-	0,55	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A21	0,85	0,50	1,45	0,0185	0,0040	0,0150	2,30	-	-	-	0,07	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A22	0,90	0,80	0,85	0,0035	0,0045	0,0120	2,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A23	0,90	0,80	0,85	0,0035	0,0045	0,0180	2,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A24	0,90	0,80	0,85	0,0035	0,0045	0,0180	1,60	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A25	0,90	0,45	1,65	0,0140	0,0030	0,0120	2,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A26	0,98	0,30	1,05	0,0190	0,0040	0,0120	2,30	-	-	-	0,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A27	1,00	0,45	1,05	0,0150	0,0060	0,0130	2,40	-	-	-	-	-	0,0015	-	-	-	-	-	-	-
A28	1,00	0,30	0,90	0,0140	0,0085	0,0125	2,30	-	0,0085	0,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

[Tabla 1-2]

Nº Acero	COMPONENTES QUÍMICOS (% en masa)																				
	C	Si	Mn	P	Al	S	H (ppm)	Ca	REM	Cr	Mo	Co	B	Cu	Ni	V	Nb	Ti	Zr	N	
A29	1,00	0,30	0,90	0,0140	0,0085	0,0150	2,30	-	0,085	0,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A30	1,00	0,30	0,90	0,0140	0,0085	0,0150	1,50	-	0,085	0,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A31	1,00	0,80	0,80	0,0110	0,0035	0,0135	2,20	0,0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A32	1,01	0,25	1,45	0,0160	0,0060	0,0120	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	0,02	0,0045	-	-	-	-
A33	1,01	0,25	1,45	0,0160	0,0060	0,0170	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	0,02	0,0045	-	-	-	-
A34	1,01	0,25	1,45	0,0160	0,0060	0,0170	1,00	-	-	-	-	-	-	-	-	0,02	0,0045	-	-	-	-
A35	1,02	0,45	0,80	0,0080	0,0050	0,0105	2,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A36	1,02	0,45	0,80	0,0080	0,0050	0,0130	2,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A37	1,02	0,45	0,80	0,0080	0,0050	0,0130	1,50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A38	1,06	0,55	0,85	0,0135	0,0070	0,0120	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	0,04	-	-	-	0,0065	-
A39	1,06	0,55	0,85	0,0135	0,0070	0,0155	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	0,04	-	-	-	0,0065	-
A40	1,06	0,55	0,85	0,0135	0,0070	0,0155	1,90	-	-	-	-	-	-	-	-	0,04	-	-	-	0,0065	-
A41	1,10	1,40	0,75	0,0060	0,0045	0,0240	2,10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A42	1,10	1,40	0,75	0,0060	0,0045	0,0190	2,10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A43	1,10	1,40	0,75	0,0060	0,0045	0,0190	1,00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A44	1,10	1,40	0,75	0,0060	0,0045	0,0190	1,50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A45	1,10	1,40	0,75	0,0060	0,0045	0,0190	1,95	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A46	1,10	1,00	1,65	0,0115	0,0085	0,0150	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A46X	1,10	1,00	0,55	0,0115	0,0085	0,0150	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A47	1,15	1,00	0,30	0,0135	0,0035	0,0120	2,40	-	-	0,35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A48	1,15	1,00	0,30	0,0135	0,0035	0,0180	2,40	-	-	0,35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A49	1,15	1,00	0,30	0,0135	0,0035	0,0180	1,20	-	-	0,35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
A50	1,20	1,65	1,00	0,0140	0,0060	0,0125	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,0025	-	-

[Tabla 1-3]

EJEMPLO DE LA INVENCION						
Nº ACERO	MICROESTRUCTURA EN SECCIÓN DE SUPERFICIE DE CABEZA	DUREZA DE SECCIÓN DE SUPERFICIE DE CABEZA (Hv, 98 N)	NÚMERO DE SULFUROS CON BASE DE MnS FORMADOS ALREDEDOR DE UN ÓXIDO CON BASE DE Al COMO NÚCLEO Y QUE TIENE UN TAMAÑO DE GRANO DE 1 µm A 10 µm	VALOR SE ESFUERZO LÍMITE DEL ENSAYO DE FRACTURA RETARDADA (MPa)	INSTRUCCIÓN ESPECIAL DEL MÉTODO DE FABRICACIÓN	
A1	PERLITA (96 %)	310	45	290	-	
A2	PERLITA (96 %)	375	45	275	-	
A3	PERLITA (95 %)	350	75	375	-	
A4	PERLITA (96 %)	450	75	355	-	
A5	PERLITA (100 %)	320	45	330	-	
A6	PERLITA (97 %)	425	45	315	-	
A7	PERLITA (100 %)	400	135	375	-	
A8	PERLITA (100 %)	400	135	350	-	
A9	PERLITA (100 %)	415	60	300	-	
A10	PERLITA (100 %)	415	142	385	-	
A11	PERLITA (99 %)	435	30	265	-	
A12	PERLITA (99 %)	435	185	385	-	
A13	PERLITA (98 %)	380	25	290	-	
A14	PERLITA (98 %)	390	30	270	-	SOPLADO DE Ar EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO
A15	PERLITA (98 %)	390	55	360	-	SOPLADO DE Ar EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN
A16	PERLITA (98 %)	390	55	360	-	SOPLADO DE Ar EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO
A17	BAINITA (98 %)	370	30	280	-	
A18	BAINITA (98 %)	370	70	370	-	SOPLADO DE Ar EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN

[Tabla 1-3] (Continuación)

EJEMPLO DE LA INVENCION							
A19	BAINITA (98 %)	370	70	415	SOPLO DE AR EN CUCHARA DE FUNDICION DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACION + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO	-	
A20	PERLITA (98 %)	405	95	335		-	
A20X	PERLITA (65 %)+ BAINITA (34 %)	380	95	350		-	
A21	BAINITA (98 %)	450	22	300		-	
A22	PERLITA (99 %)	430	30	265		-	
A23	PERLITA (99 %)	430	65	385	SOPLO DE AR EN CUCHARA DE FUNDICION DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACION	-	
A24	PERLITA (99 %)	430	65	410	SOPLO DE AR EN CUCHARA DE FUNDICION DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACION + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO + ENFRIAMIENTO LENTO DE LA PIEZA DE ACERO	-	
A25	BAINITA (100 %)	420	32	320		-	
A26	PERLITA (97 %)	410	42	300		-	
A27	PERLITA (98 %)	430	45	300		-	
A28	PERLITA (100 %)	445	120	355	DESULFURACION PRIMARIA DE REM	-	

[Tabla 1-4]

EJEMPLO DE LA INVENCION					
Nº ACERO	MICROESTRUCTURA EN SECCIÓN DE SUPERFICIE DE CABEZA	DUREZA DE SECCIÓN DE SUPERFICIE E CABEZA	NÚMERO DE SULFUROS CON BASE DE MnS FORMADOS ALREDEDOR DE UN ÓXIDO CON BASE DE Al COMO NÚCLEO Y QUE TIENE UN TAMAÑO DE GRANO DE 1 µm A 10 µm	VALOR SE ESFUERZO LÍMITE DEL ENSAYO DE FRACTURA RETARDADA	INSTRUCCIÓN ESPECIAL DEL MÉTODO DE FABRICACIÓN
		(Hv, 98 N)	GRANOS / mm <sup>2</sup>	(MPa)	
A29	PERLITA (100 %)	445	180	435	DESULFURIZACIÓN PRIMARIA DE REM + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN
A30	PERLITA (100 %)	445	180	485	DESULFURIZACIÓN PRIMARIA DE REM + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO + ENFRIAMIENTO LENTO DE LA PIEZA DE ACERO
A31	PERLITA (98 %)	430	32	320	-
A32	BAINITA (96 %)	440	38	305	SOPLADO DE BURBUJAS DE AIRE FINAS DURANTE EL MOLDEO
A33	BAINITA (96 %)	440	90	390	SOPLADO DE BURBUJAS DE AIRE FINAS DURANTE EL MOLDEO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN
A34	BAINITA (96 %)	440	90	450	SOPLADO DE BURBUJAS DE AIRE FINAS DURANTE EL MOLDEO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO + ENFRIAMIENTO LENTO DE LA PIEZA DE ACERO
A35	PERLITA (99 %)	440	75	330	SOPLADO DE Ar EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO
A36	PERLITA (99 %)	440	135	400	SOPLADO DE Ar EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN
A37	PERLITA (99 %)	440	135	460	SOPLADO DE Ar EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO + ENFRIAMIENTO LENTO DE LA PIEZA DE ACERO
A38	PERLITA (99 %)	435	45	320	-
A39	PERLITA (99 %)	435	80	380	SOPLADO DE Ar EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN
A40	PERLITA (99 %)	435	80	425	SOPLADO DE Ar EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO

[Tabla 1-4] (Continuación)

A41	PERLITA (98 %)	450	65	325	-	SOPLO DE A <sub>T</sub> EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN
A42	PERLITA (98 %)	450	190	440	-	SOPLO DE A <sub>T</sub> EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO + ENFRIAMIENTO LENTO DE LA PIEZA DE ACERO
A43	PERLITA (98 %)	450	190	500	-	SOPLO DE A <sub>T</sub> EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO + ENFRIAMIENTO LENTO DE LA PIEZA DE ACERO
A44	PERLITA (98 %)	450	190	490	-	SOPLO DE A <sub>T</sub> EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO + ENFRIAMIENTO LENTO DE LA PIEZA DE ACERO
A45	PERLITA (98 %)	450	190	475	-	SOPLO DE A <sub>T</sub> EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO
A46	BAINITA (99 %)	475	100	360	-	
A46X	BAINITA (60 %) + PERLITA (38 %)	420	100	350	-	
A47	PERLITA (100 %)	460	80	320	-	
A48	PERLITA (100 %)	460	175	415	-	SOPLO DE A <sub>T</sub> EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN
A49	PERLITA (100 %)	460	175	465	-	SOPLO DE A <sub>T</sub> EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO + CONTROL DE DESULFURIZACIÓN + REFUERZO DE REFINADO SECUNDARIO + ENFRIAMIENTO LENTO DE LA PIEZA DE ACERO
A50	PERLITA (98 %)	480	120	345	-	

[Tabla 2-1]

Nº Acero	COMPONENTES QUÍMICOS (% en masa)																				
	C	Si	Mn	P	Al	S	H (ppm)	Ca	REM	Cr	Mo	Co	B	Cu	Ni	V	Nb	Ti	Zr	N	
a1	0,60	0,50	0,80	0,0100	0,0030	0,0120	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a2	1,30	0,50	0,80	0,0100	0,0030	0,0120	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a3	0,90	0,04	1,10	0,0120	0,0020	0,0140	2,40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a4	0,90	2,50	1,10	0,0120	0,0020	0,0140	2,40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a5	0,70	0,70	0,08	0,0130	0,0025	0,0110	2,10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a6	0,70	0,70	2,30	0,0130	0,0025	0,0110	2,10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a7	0,95	0,50	0,55	0,0250	0,0040	0,0130	2,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a8	1,00	0,25	0,80	0,0150	0,0015	0,0150	2,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a9	1,00	0,25	0,80	0,0150	0,0120	0,0150	2,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a10	0,90	0,35	1,00	0,0140	0,0050	0,0090	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a11	0,90	0,35	1,00	0,0140	0,0050	0,0300	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a12	0,80	0,30	0,85	0,0175	0,0010	0,0105	2,20	-	-	0,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a13	0,80	0,25	0,85	0,0140	0,0015	0,0120	2,10	-	-	0,15	0,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a14	0,90	0,80	0,85	0,0060	0,0120	0,0120	2,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a15	0,95	0,45	1,65	0,0140	0,0015	0,0120	2,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a16	1,00	0,30	0,90	0,0140	0,0130	0,0125	2,30	-	0,0085	0,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a17	1,01	0,25	1,45	0,0160	0,0015	0,0120	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	0,02	0,0045	-	-	-	-
a18	1,02	0,45	0,80	0,0100	0,0140	0,0105	2,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a19	1,06	0,55	0,85	0,0135	0,0010	0,0120	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	0,04	-	-	-	0,0065	-
a20	1,10	1,40	0,75	0,0080	0,0145	0,0240	2,10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a21	1,15	1,00	0,30	0,0135	0,0120	0,0135	2,40	-	-	0,35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
a22	1,20	1,65	1,00	0,0140	0,0115	0,0125	2,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,0025	-	-

[Tabla 2-2]

EJEMPLO COMPARATIVO						
Nº ACERO	MICROESTRUCTURA EN SECCIÓN DE SUPERFICIE DE CABEZA	DUREZA DE SECCIÓN DE SUPERFICIE E CABEZA (Hv, 98 N)	NÚMERO DE SULFUROS CON BASE DE MnS FORMADOS ALREDEDOR DE UN ÓXIDO CON BASE DE Al COMO NÚCLEO Y QUE TIENE UN TAMAÑO DE GRANO DE 1 µm A 10 µm (GRANOS / mm²)	VALOR SE ESFUERZO LÍMITE DEL ENSAYO DE FRACTURA RETARDADA (MPa)	INSTRUCCIÓN ESPECIAL DEL MÉTODO DE FABRICACIÓN	
a1	FERRITA PRO-EUTECTOIDE + PERLITA	280	30	220	-	
a2	PERLITA + CEMENTITA PRO-EUTECTOIDE	435	30	220	-	
a3	PERLITA + CEMENTITA PRO-EUTECTOIDE	350	22	230	-	
a4	PERLITA + MARTENSITA	520	22	200	-	
a5	FERRITA PRO-EUTECTOIDE + PERLITA	270	25	230	-	
a6	PERLITA + MARTENSITA	550	25	190	-	
a7	PERLITA (99 %)	400	135	220	-	
a8	PERLITA (98 %)	415	11	210	-	
a9	PERLITA (98 %)	415	225	220	-	
a10	PERLITA (99 %)	435	3	200	-	
a11	PERLITA (99 %)	435	235	215	-	
a12	PERLITA (98 %)	390	7	205	SOPLADO DE A <sup>+</sup> EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO	
a13	BAINITA (98 %)	370	13	230	-	
a14	PERLITA (99 %)	430	240	210	-	
a15	BAINITA (100 %)	420	14	230	-	
a16	PERLITA (98 %)	445	215	235	DESULFUORIZACIÓN PRELIMINAR DEL REM	
a17	BAINITA (96 %)	440	12	235	SOPLADO DE BURBUJAS DE AIRE FINO DURANTE EL MOLDEADO	
a18	PERLITA (98 %)	440	230	225	SOPLADO DE A <sup>+</sup> EN CUCHARA DE FUNDICIÓN DE ACERO FUNDIDO	
a19	PERLITA (99 %)	435	10	230	-	

[Tabla 2-2] (Continuación)

a20	PERLITA (98 %)	450	250	205	-
a21	PERLITA (99 %)	460	225	220	-
a22	PERLITA (100 %)	480	205	235	-

<Método de determinación de la cantidad de hidrógeno>

El método de determinación de la cantidad de hidrógeno para los Raíles de la Invención y los Raíles Comparativos descritos en las tablas 1-1, 1-2 y 2-1 es como se describe a continuación.

- 5 (1) Etapa de análisis: el acero fundido fue muestreado a partir del interior de un molde durante el moldeado de un tocho.  
 (2) Método de sujeción de muestra: después del moldeado, la muestra fue enfriada rápidamente y sumergida en nitrógeno líquido  
 (3) Método de análisis: método de la conductividad térmica

- 10 Tamaño de muestra: un cilindro con un diámetro de 6 mm y un espesor de 1 mm  
 Temperatura de calentamiento: 1900 °C (la muestra fue calentada por inducción en un crisol de grafito)  
 Atmósfera: gas inerte (Ar)  
 Gas portador: N<sub>2</sub>  
 15 Analizador: detector de conductividad térmica

<Método de medida de dureza>

Las microestructuras de los Raíles de la invención y los Raíles Comparativos descritas en las Tablas 1-3, 1-4 y 2-2 fueron determinadas observando las estructuras en una ubicación de 3 mm de profundidad desde la superficie de la sección de superficie de cabeza de rail. Además, la dureza fue medida utilizando un medidor de dureza de Vickers en una ubicación de 3 mm de profundidad desde la superficie de la sección de superficie de la cabeza de rail. El método de medida es como se describe a continuación.

- 20 (1) Tratamiento preliminar: después de cortar el rail, fue pulida una sección horizontal.  
 (2) Método de medida: la dureza fue medida en base a JIS Z 2244  
 (3) Dispositivo de medida: medidor de dureza Vickers (carga 98 N)  
 (4) Ubicación de la medida: una ubicación a 3 mm de profundidad desde la superficie de la sección de superficie de cabeza de rail  
 (5) Número de medidas: las medidas fueron realizadas en 5 o más puntos, y el valor medio fue considerado  
 25 como valor representativo del rail.  
 30

<Método de medida de los sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al>

Los sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo en los Raíles de la Invención y los Raíles comparativos descritos en las Tablas 1-3, 1-4 y 2-2 fueron medidos en una ubicación de 10 mm a 20 mm de profundidad desde la superficie de la sección de superficie de cabeza de rail como se ilustra en la Fig. 3. El método de medida se describe a continuación.

- 35 (1) Tratamiento preliminar: después del corte del rail, fue pulida una sección transversal horizontal.  
 (2) Método de medida: los sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo fueron inspeccionados utilizando un microscopio óptico o un microscopio de barrido, se contó el número de inclusiones que tenían el tamaño limitado anteriormente, el número fue convertido al número por unidad de sección transversal, y los valores medios de los números, que fueron medidos en un campo visual de 20, se consideró que era un valor representativo.  
 (3) Medida preliminar: fue muestreada una inclusión típica, se realizó un micro-análisis con sonda de electrones (EPMA), y fue especificada una inclusión. La diferenciación de inclusiones se realizó utilizando las propiedades (forma y color) en las fotografías de microscopio óptico de la inclusión especificada como información base durante la observación con microscopio óptico o microscopio de barrido.  
 40  
 45

<Condiciones del ensayo de fractura retardada>

Las condiciones del ensayo de fractura retardada de los Raíles de la Invención y los Raíles Comparativos descritos en las Tablas 1-3, 1-4 y 2-2 se describen a continuación.

- 50 (1) Forma del rail: rail de 136 libras (67 kg/m)  
 (2) Ensayo de fractura retardada  
 55 Método de ensayo: flexión de tres puntos (longitud de vano: 1,5 m, se hace referencia a la Fig. 6A)  
 Posición de ensayo: una carga fue aplicada en la sección inferior de rail (esfuerzo de tracción actúa en la sección de cabeza, se hace referencia a la Fig. 6B).  
 Condiciones de esfuerzo: 200 MPa a 500 MPa (sobre la superficie de la sección de cabeza de rail)  
 60 Tiempo de aplicación de esfuerzo: 500 horas  
 (3) Valor de esfuerzo límite: el valor máximo del esfuerzo en un caso en el que la pieza de acero no se rompió cuando un esfuerzo predeterminado fue aplicado durante 500 horas.

65 Los detalles de los Raíles de la Invención y los Raíles Comparativos descritos en las Tablas 1-1 a 1-4, 2-1 y 2-2 se describen a continuación.

(1) Raíles de la Invención (50 piezas)

Los signos de referencia (Nº de acero) A1 a A50: raíles que tienen un valor de componente químico, una microestructura de la sección de superficie de cabeza, dureza de la sección de superficie de cabeza, y el número de inclusiones con base de MnS formadas alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1 µm y 10 µm dentro del rango de la presente invención

(2) Raíles Comparativos (22 piezas)

Los signos de referencia a1 a a7 (7 piezas): raíles que tienen contenidos de C, Si, Mn y P, o una microestructura de la sección de superficie de cabeza fuera del rango de la presente invención

Los signos de referencia a8 a a22 (15 piezas): raíles que tienen un contenido de Al o S, o el número de sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1 µm y 10 µm fuera del rango de la presente invención.

Como se describe en las Tablas 1-1 a 1-4, 2-1 y 2-2, comparados con los Raíles Comparativos (signos de referencia a1 a a7), los Raíles de la Invención (signos de referencia A1 a A50) tienen contenidos de C, Si, Mn y P del acero que están dentro de los rangos límite, y por tanto es suprimida la formación de una estructura de ferrita pro-eutectoide, estructura de cementita pro-eutectoide o estructura de martensita, y es posible controlar la sección de superficie de cabeza para incluir una estructura de perlita o una estructura de bainita. Además, es posible mejorar la resistencia a la fractura retardada controlando el número de sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1 µm y 10 µm, y suprimir la fragilidad de la estructura.

Además, como se ha descrito en la Tablas 1-1 a 1-4, 2-1 y 2-2, e ilustrado además en las Fig. 4, en comparación con los Raíles Comparativos (signos de referencia a8 a a22), los Raíles de la Invención (signos de referencia A1 a A50) tienen contenidos de Al y S de acero que están dentro del rango además de los contenidos de C, Si, Mn y P, es posible suprimir el número de sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base en Al como un núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1 µm y 10 µm y reducir la resistencia de fractura retardada.

Además, como se ha descrito en las Tablas 1-1 a 1-4, 2-1 y 2-2 y se ilustra además en la Fig. 5, cuando los Raíles de la Invención (signos de referencia A14 a A16, A17 a A19, A22 a A24, A28 a A30, A32 a A34, A35 a A37, A38 a A40, A41 a A45 y A47 a A49) son comparados desde el punto de vista del contenido en S y el contenido en H, es posible mejorar más la resistencia de fractura retardada con el mismo número de sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo controlando el contenido de S, de manera que se suprima el número de sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como núcleo y que tienen un tamaño de grano comprendido entre 1 µm y 10 µm, y además, optimizar el contenido de S y controlar el contenido de H.

[Aplicabilidad Industrial]

De acuerdo con la presente invención, es posible mejorar la resistencia a la fractura retardada de un rail utilizado para ferrocarriles de mercancías que transportan recursos y mejorar de manera significativa la vida de servicio controlando los componentes del acero y la estructura del rail, y controlando la forma o el número de sulfuros con base de MnS formadas alrededor de un óxido con base de Al en el acero como núcleo.

[Breve Descripción de los Símbolos de Referencia]

1: SECCIÓN SUPERIOR DE CABEZA

2: SECCIÓN DE ESQUINA DE CABEZA

3: SECCIÓN DE CABEZA DE RAIL

3a: SECCIÓN DE SUPERFICIE DE CABEZA (RANGO DESDE LAS SUPERFICIES DE SECCIONES DE ESQUINA DE CABEZA Y SECCIÓN SUPERIOR DE CABEZA COMO PUNTO DE INICIO A UNA PROFUNDIDAD DE 20 mm, SECCIÓN SOMBRADA)

**REIVINDICACIONES**

1. Un rail formado por, en % en masa de:

- 5 C: 0,70 % a 1,20 %;  
Si: 0,05 % a 2,00 %;  
Mn: 0,10 % a 2,00 %;  
P: 0,0200 % o menor;  
S: más de 0,0100% a 0,0250 %;
- 10 Al: 0,0020 % a 0,0100 %, y opcionalmente, uno o más de: Ca: 0,0005 % a 0,0200 %;  
REM: 0,0005 % a 0,0500 %;  
Cr: 0,01 % a 2,00 %;  
Mo: 0,01 % a 0,50%;
- 15 Co: 0,01 % a 1,00 %;  
B: 0,0001 % a 0,0050 %;  
Cu: 0,01 % a 1,00 %;  
Ni: 0,01 % a 1,00 %;  
V: 0,005 % a 0,50 %;
- 20 Nb: 0,001 % a 0,050 %;  
Ti: 0,0050 % a 0,0500 %;  
Zr: 0,0001 % a 0,0200 %; y  
N: 0,0060 % a 0,0200 % y

un equilibrio formado por hierro e impurezas,

- 25 en donde el 95 % o más de una estructura en una sección de superficie de cabeza, que está en un rango desde las superficies de las secciones de esquina de cabeza y una sección superior del rail como punto de inicio a una profundidad de 20 mm, es una estructura de perlita, una estructura de bainita o una estructura mezcla de la estructura de perlita y la estructura de bainita y la estructura contiene de 20 a 200 sulfuros con base de MnS formados alrededor de un óxido con base de Al como un núcleo que tienen un tamaño de grano comprendido entre
- 30 1  $\mu\text{m}$  a 10  $\mu\text{m}$  por milímetro cuadrado de un área que va a ser inspeccionada en una sección trasversal horizontal del rail.

2. El rail de acuerdo con la Reivindicación 1, en el que un contenido de S es del 0,0130 % al 0,0200 % en % en masa.

35

3. El rail de acuerdo con la Reivindicación 1 o 2, en el que un contenido de H es de 2.0 ppm o menor.

FIG. 1

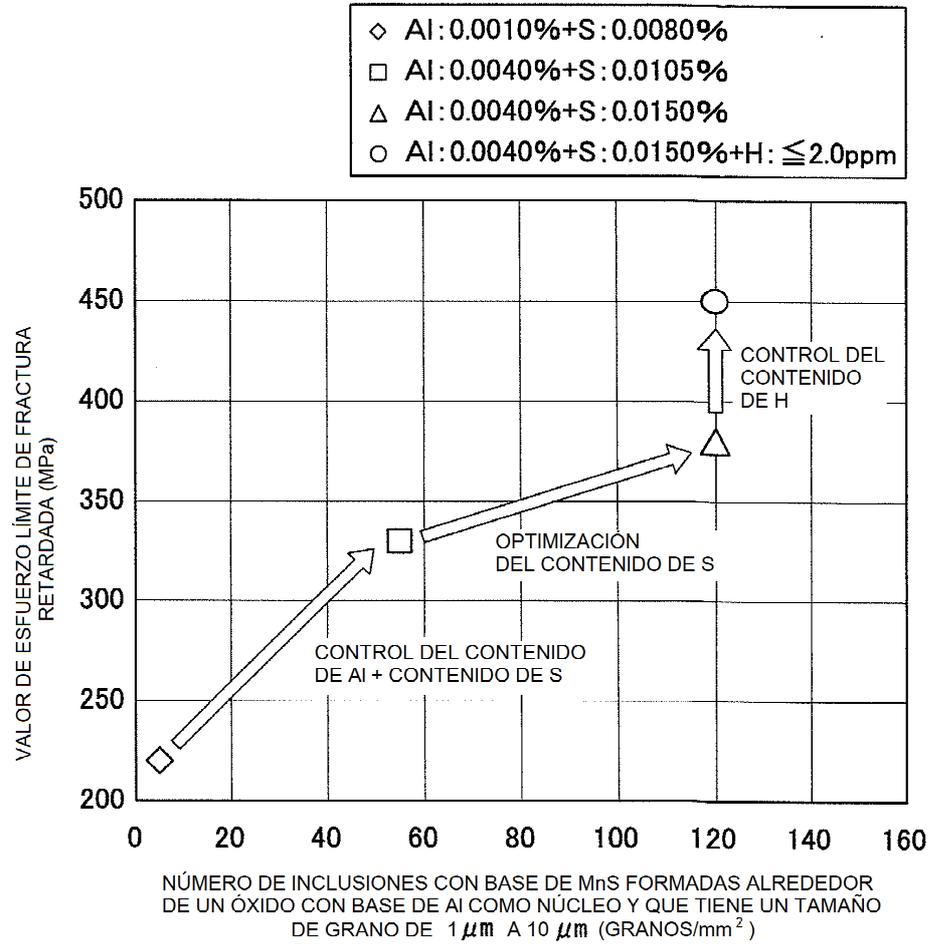


FIG. 2

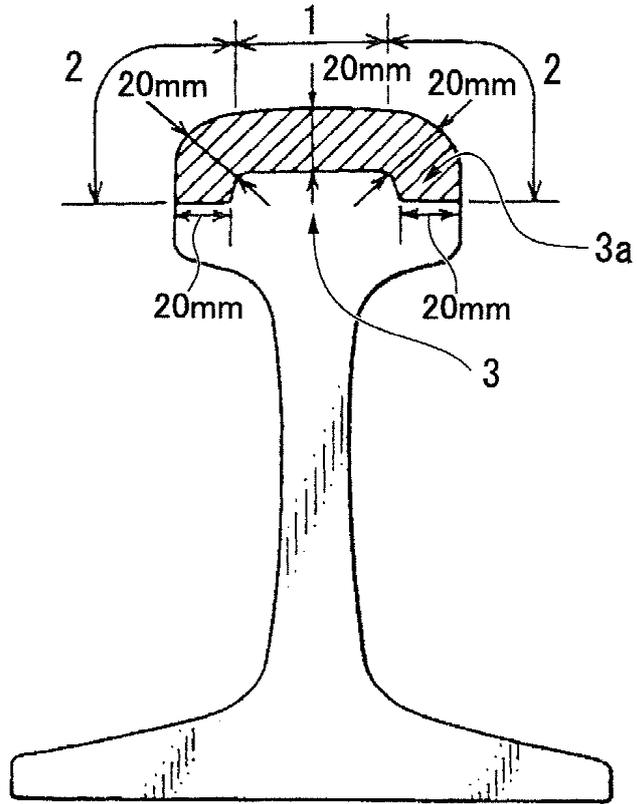


FIG. 3

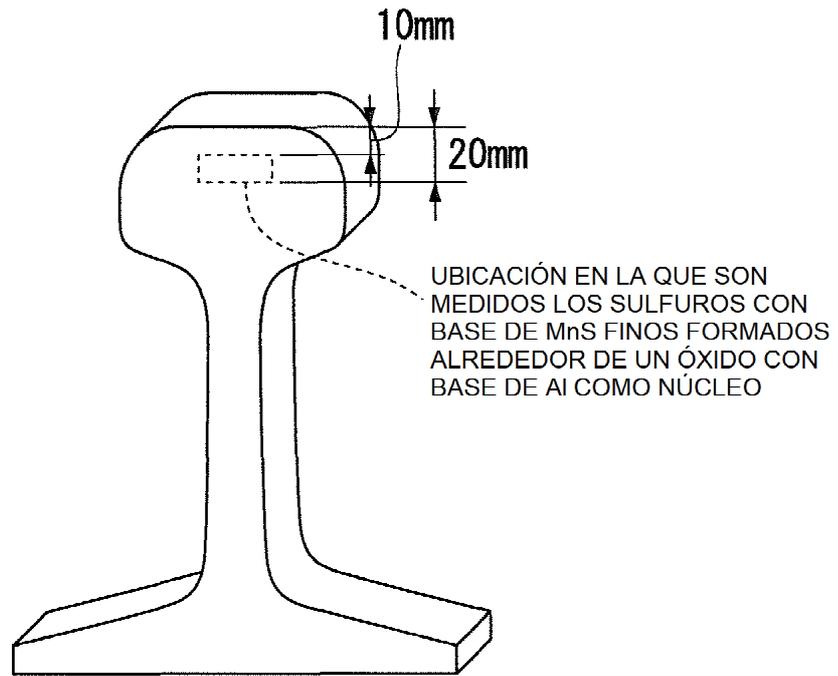


FIG. 4

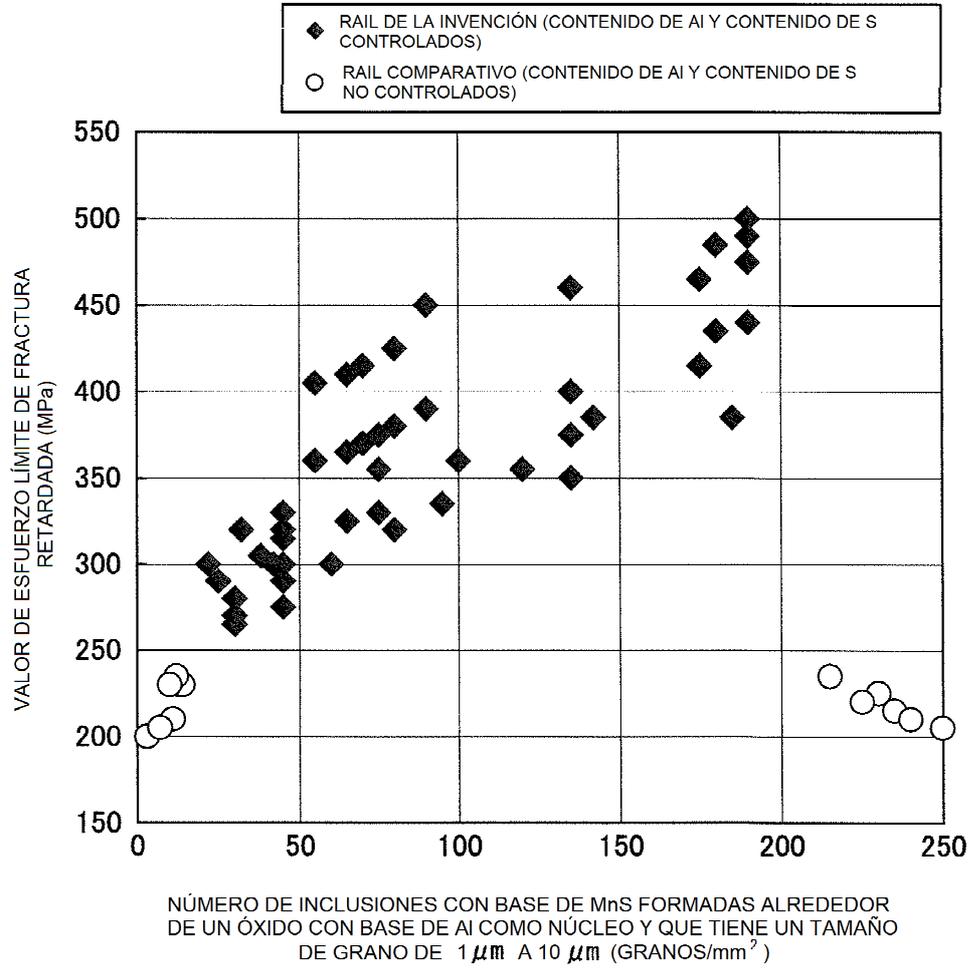


FIG. 5

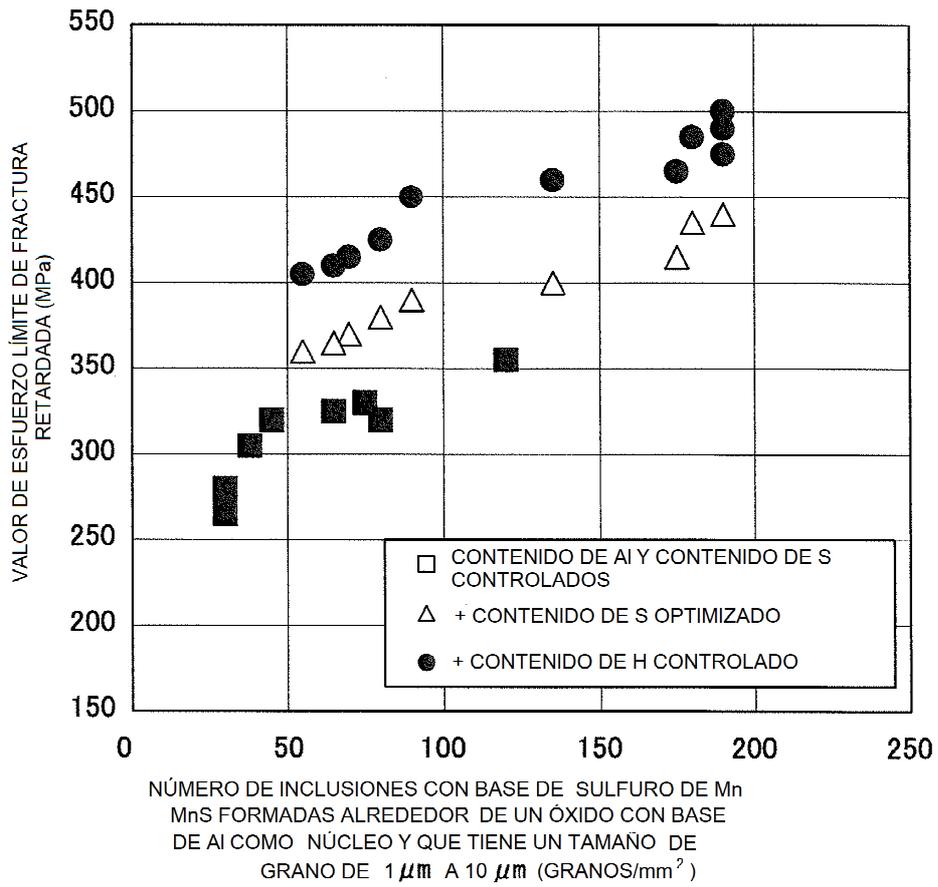


FIG. 6A

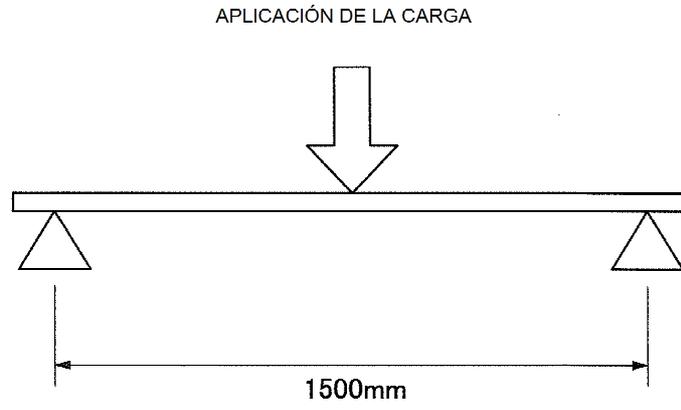


FIG. 6B

