

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 716 881**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/00</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/04</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **14.04.2010 PCT/JP2010/002708**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **29.12.2010 WO10150448**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **14.04.2010 E 10791775 (9)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **19.12.2018 EP 2447383**

54 Título: **Raíl de acero con alto contenido de carbono, a base de perlita, que tiene excelente ductilidad y proceso de producción del mismo**

30 Prioridad:

**26.06.2009 JP 2009151774**

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

**17.06.2019**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**MIYAZAKI, TERUHISA;  
UEDA, MASAHARU y  
YOSHIDA, SUGURU**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 716 881 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

**DESCRIPCIÓN**

Raíl de acero con alto contenido de carbono, a base de perlita, que tiene excelente ductilidad y proceso de producción del mismo

**Campo técnico**

5 La presente invención se refiere a un raíl de acero perlítico con alto contenido de carbono (raíl de acero con alto contenido de carbono a base de perlita), diseñado para tener ductilidad mejorada en el campo de raíles que se utilizan en vías férreas de transporte de carga pesada y similares, y un método para fabricar el mismo.

La presente solicitud reivindica la prioridad de la Solicitud de Patente japonesa N.º 2009-151774, presentada el 26 de junio de 2009, cuyo contenido se incorpora en la presente memoria por referencia.

10 **Antecedentes de la técnica**

Se ha utilizado un acero perlítico con alto contenido de carbono como material de raíl de una vía férrea debido a su excelente resistencia a la abrasión. Sin embargo, ha habido el problema de que la ductilidad o tenacidad es baja dado que el contenido de carbono es extremadamente alto.

15 Por ejemplo, con respecto a un raíl de acero al carbono común que contiene carbono en una cantidad de 0,6 a 0,7% en masa, como se muestra en el Documento no de Patente 1, el valor de impacto a temperatura ambiente está en el intervalo de aproximadamente 12 a 18 J/cm<sup>2</sup>, que se mide por la prueba de impacto Charpy de la probeta entallada en U de la JIS (Norma Industrial Japonesa) N.º 3. En el caso de que se utilice este raíl de acero al carbono común en una región de baja temperatura, tal como una región de clima frío, ha habido el problema de que ocurren roturas por fragilidad debido a defectos iniciales finos o agrietamiento por fatiga.

20 Además, la cantidad de carbono en un raíl de acero se ha aumentado más para mejorar la resistencia al desgaste en años recientes; y, por lo tanto, ha habido el problema de que la ductilidad y tenacidad se degradan aún más debido a la cantidad aumentada de carbono.

25 Generalmente se sabe que el refinamiento de una estructura perlítica (tamaño del bloque perlítico) que es, específicamente, el refinamiento de granos austeníticos antes de la transformación perlítica o el refinamiento de la estructura perlítica durante la transformación perlítica es eficaz para mejorar la ductilidad y la tenacidad de los aceros perlíticos.

Ejemplos de un método de refinamiento de granos austeníticos incluyen bajar la temperatura de recalentamiento durante el recalentamiento de un tocho para el laminado del raíl, bajar la temperatura de laminado durante el laminado en caliente y aumentar la reducción del área en sección transversal durante el laminado en caliente.

30 Sin embargo, en un proceso de fabricación de un raíl, hay el problema de que, incluso en el caso en que el refinamiento de los granos austeníticos inmediatamente después del laminado puede lograrse mediante el método mencionado anteriormente, los granos crecen hasta que comienza un tratamiento térmico; y consecuentemente, la ductilidad se degrada.

35 Además, la aceleración de la transformación desde el interior de los granos austeníticos se lleva a cabo utilizando núcleos de transformación para lograr el refinamiento de la estructura perlítica durante la transformación perlítica (por ejemplo, el Documento de Patente 1).

40 Sin embargo, con respecto a la transformación perlítica desde el interior de los granos austeníticos utilizando núcleos de transformación, hay los problemas de que es difícil controlar la cantidad de núcleos de transformación, y la transformación perlítica desde el interior de los granos no es estable. Como resultado, no puede lograrse un refinamiento suficiente de la estructura perlítica.

45 En vista de los diversos problemas mencionados anteriormente, se ha aplicado un método de refinado de la estructura perlítica para mejorar fundamentalmente la ductilidad y la tenacidad de raíles que tienen estructura perlítica, y este método incluye: recalentar a temperaturas bajas después del laminado de un raíl; y realizar un enfriamiento acelerado a continuación para llevar a cabo la transformación perlítica; y de esa manera se refina la estructura perlítica (por ejemplo, el Documento de Patente 2).

50 Sin embargo, la cantidad de carbono en un raíl se ha aumentado para mejorar la resistencia al desgaste en años recientes. Por lo tanto, ha habido el problema de que los carburos gruesos no se funden completamente y permanecen en los granos austeníticos durante el tratamiento de recalentamiento a temperaturas bajas mencionado anteriormente; y de esa manera, se degradan la ductilidad y la tenacidad de la estructura perlítica después del enfriamiento acelerado. Además, puesto que este método incluye recalentamiento, ha habido un problema de eficiencia económica, tal como altos costos de fabricación, baja productividad y similares.

En vista de estas circunstancias, se desarrolló un raíl perlítico que tiene ductilidad mejorada y un método de producción del mismo (Documentos de Patente 3 y 4). En el raíl perlítico se utiliza el efecto de anclaje debido a los precipitados;

y de esa manera, se suprime el crecimiento de los granos austeníticos y se refinan los bloques perlíticos. Como resultado, se mejora la ductilidad.

5 Sin embargo, en el caso del raíl perlítico y el método de producción del mismo de acuerdo con los Documentos de Patente 3 y 4, es necesario realizar el recalentamiento a temperaturas bajas para dispersar finamente el AlN; y, por lo tanto, hay los problemas de que es difícil asegurar la conformabilidad del laminado y se degrada la ductilidad debido a la generación de cementita proeutectoide en el interior de la parte de la cabeza.

El documento de patente CA2 645 858 A1 describe un raíl de acero perlítico de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción de 1200 MPA o más, el cual es excelente en propiedades de fractura retrasada. En este raíl, un valor de límite superior de T1 capturado en el mismo como impureza es 0,0010 %.

10 Documento de Patente

Documento de Patente 1: Solicitud de Patente Japonesa no Examinada, Primera Publicación N° H06-279928

Documento de Patente 2: Solicitud de Patente Japonesa no Examinada, Primera Publicación N° S63-128123

Documento de Patente 3: Solicitud de Patente Japonesa no Examinada, Primera Publicación N° 2002-302737

Documento de Patente 4: Solicitud de Patente Japonesa no Examinada, Primera Publicación N.º 2004-76112

15 Documento no de Patente

Documento no de Patente 1: JIS E 1101-1990

### Descripción de la invención

#### Problemas a resolver por la invención

20 Para resolver el problema de que se degrada la ductilidad del raíl de acero con alto contenido de carbono, la presente invención pretende proporcionar un raíl de acero perlítico con alto contenido de carbono que tenga ductilidad mejorada, que se obtiene mediante un método en el que los precipitados basados en Ti (TiC, TiN, Ti(C, N)), precipitados basados en V (VC, VN, V(C, N)) o los precipitados combinados de Ti-V se precipitan finamente en austenita durante el laminado en caliente y, de esa manera, se suprime el crecimiento de los granos austeníticos después del laminado hasta un tratamiento térmico y se refina el tamaño del bloque perlítico para mejorar la ductilidad.

25 Medios para resolver los problemas

La presente invención se realiza para lograr el objeto mencionado anteriormente y las características de la misma son las siguientes.

(1) Un raíl de acero perlítico con alto contenido de carbono que tiene excelente ductilidad, incluye: en términos de porcentaje en masa, C: más de 0,85% a 1,40%; Si: 0,10% a 2,00%; Mn: 0,10% a 2,00%; opcionalmente uno o más seleccionados del grupo que consiste en: en términos de porcentaje en masa, Nb: 0,002% a 0,050%, Cr: 0,05% a 2,00%, Mo: 0,01% a 0,50%, Co: 0,10% a 2,00%, Cu: 0,05% a 1,00%, Ni: 0,01% a 1,00%, Mg: 0,0005% a 0,0200%, Ca: 0,0005% a 0,0150%, Al: 0,0050% a 1,00%, Zr: 0,0001% a 0,2000%, P: 0,035% o menos y S: 0,035% o menos,

30 Ti: 0,003% a 0,01%; V: 0,005% a 0,20%; y N: menos de 0,0040%, siendo el resto Fe e impurezas inevitables. Los contenidos de Ti y V cumplen la siguiente fórmula (1) y una parte de la cabeza del raíl tiene una estructura perlítica.

35 
$$5 \leq [V \text{ (\% en masa)}] / [Ti \text{ (\% en masa)}] \leq 20 \dots\dots \text{Fórmula (1)}$$

(2) Un método para fabricar un raíl perlítico que tiene excelente ductilidad incluye:

someter a un tocho a laminado en caliente. El tocho contiene: en términos de porcentaje en masa, C: más de 0,85% a 1,40%, Si: 0,10% a 2,00%, Mn: 0,10% a 2,00%, Ti: 0,003% a 0,01%, V: 0,005% a 0,20%, y N: menos de 0,0040%

40 opcionalmente uno o más seleccionados del grupo que consiste en: en términos de porcentaje en masa, Nb: 0,002% a 0,050%, Cr: 0,05% a 2,00%, Mo: 0,01% a 0,50%, Co: 0,10% a 2,00%, Cu: 0,05% a 1,00%, Ni: 0,01% a 1,00%, Mg: 0,0005% a 0,0200%, Ca: 0,0005% a 0,0150%, Al: 0,0050% a 1,00%, Zr: 0,0001% a 0,2000%, P: 0,035% o menos y S: 0,035% o menos, siendo el resto Fe e impurezas inevitables. Los contenidos de Ti y V cumplen la siguiente fórmula (1). El laminado de acabado del laminado en caliente se lleva a cabo bajo condiciones en las que la temperatura de

45 respecto a un valor (T<sub>c</sub>) representado por la siguiente fórmula (2) que incluye un contenido de C ([C], % en masa), un contenido de V ([V], % en masa) y un contenido de Ti ([Ti], % en masa) del tocho.

$$5 \leq [V \text{ (\% en masa)}] / [Ti \text{ (\% en masa)}] \leq 20 \dots\dots \text{Fórmula (1)}$$

$$T_c = 850 + 35x[C] + 1,35x 10^4x[Ti] + 180x[V] \dots\dots \text{Fórmula (2)}$$

$$T_c - 25 \leq FT \leq T_c + 25 \dots\dots \text{Fórmula (3)}$$

(3) En el método para fabricar un raíl perlítico que tiene excelente ductilidad de acuerdo con (2), el laminado de acabado puede llevarse a cabo bajo condiciones en las que una suma (FR, %) de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas se establece para que esté en un intervalo representado por la siguiente fórmula (5) con respecto a un valor ( $R_c$ ) representado por la siguiente fórmula (4) que incluye un contenido de C ([C], % en masa), un contenido de V ([V], % en masa) y un contenido de Ti ([Ti], % en masa) del tocho.

$$R_c = 35 - 13x[C] - 600x[Ti] - 20x[V] \dots\dots \text{Fórmula (4)}$$

$$R_c - 5 \leq FR \leq R_c + 5 \dots\dots \text{Fórmula (5)}$$

**Efectos de la invención**

10 De conformidad con la presente invención, con respecto a un raíl de acero con alto contenido de carbono que tiene una estructura perlítica, que se utiliza para vías férreas de transporte de carga pesada, una cantidad de Ti, una cantidad de V y una cantidad de N se ajustan en intervalos apropiados, y precipitados basados en Ti (TiC, TiN, Ti(C, N)), precipitados basados en V (VC, VN, V(C, N)) o precipitados combinados de Ti-V se precipitan finamente durante el laminado en caliente. De esa manera, se suprime el crecimiento de granos de austenita entre las pasadas en un proceso de acabado de laminado final y después del proceso de acabado de laminado final; y de esa manera se obtiene una estructura perlítica fina. Como resultado, se mejora la ductilidad del raíl de acero con alto contenido de carbono; y de esa manera, es posible mejorar el periodo utilizable (vida útil).

**Breve descripción de los dibujos**

20 La FIG. 1 es una vista que muestra la relación entre V/Ti y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción de los materiales laminados en caliente obtenidos usando tochos preparados variando una cantidad de V en un intervalo de 0,005 a 0,12% en términos de porcentaje en masa mientras mantienen C: 0,96%, Si: 0,40%, Mn: 0,50%, Ti: 0,004% y N: 0,0035%.

25 La FIG. 2 es una vista que muestra la relación entre V/Ti y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción de materiales laminados en caliente obtenidos usando tochos preparados variando una cantidad de Ti en un intervalo de 0,0015 a 0,01% en términos de porcentaje en masa mientras mantienen C: 1,10%, Si: 0,64%, Mn: 0,82%, V: 0,04% y N: 0,0036%.

30 La FIG. 3 es una vista que muestra la relación entre las temperaturas de laminado y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción de chapas laminadas en caliente (raíles de acero) obtenidas laminando tochos que contienen, en términos del porcentaje en masa, C: 1,2%, Si: 0,50%, Mn: 0,60%, Ti: 0,005%, V: 0,04% y N: 0,0036% bajo condiciones en las que la temperatura de laminado de acabado estaba en un intervalo de 900°C a 1.040°C y una suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas era 8%.

35 La FIG. 4 es una vista que muestra la relación entre las temperaturas de laminado y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción de chapas laminadas en caliente (raíles de acero) obtenidas laminando tochos que contienen, en términos del porcentaje en masa, C: 1,2%, Si: 0,90%, Mn: 0,50%, Ti: 0,007%, V: 0,055% y N: 0,0028% bajo condiciones en las que la temperatura de laminado de acabado estaba en un intervalo de 900°C a 1.040°C y una suma de reducciones del área de sección transversal en las últimas dos pasadas era 8%.

40 La FIG. 5 es una vista que muestra la relación entre las temperaturas de laminado y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción de chapas laminadas en caliente (raíles de acero) obtenidas laminando tochos que contienen, en términos del porcentaje en masa, C: 0,9%, Si: 0,40%, Mn: 0,80%, Ti: 0,005%, V: 0,04% y N: 0,0030% bajo condiciones en las que la temperatura de laminado de acabado estaba en un intervalo de 900°C a 1.040°C y una suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas era 8%.

45 La FIG. 6 es una vista que muestra la relación entre una suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción de raíles de acero obtenidos laminando en caliente tochos que contienen, en términos del porcentaje en masa, C: 1,0%, Si: 0,50%, Mn: 0,50%, Ti: 0,006%, V: 0,08% y N: 0,0029% bajo condiciones en las que la temperatura de laminado de acabado estaba en un intervalo de 960°C y una suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas variaba.

50 La FIG. 7 es una vista que muestra la relación entre una suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción de raíles de acero obtenidos laminando en caliente tochos que contienen, en términos del porcentaje en masa, C: 1,3%, Si: 0,40%, Mn: 0,30%, Ti: 0,008%, V: 0,15% y N: 0,0023% bajo condiciones en las que la temperatura de acabado de laminado estaba en un intervalo de 1030 °C y una suma de reducciones del área de sección transversal en las últimas dos pasadas variaba.

La FIG. 8 es una vista que muestra la relación entre la cantidad de carbono y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción de los raíles inventivos (raíles de la presente invención) y los raíles comparativos 1.

La FIG. 9 es una vista que muestra la relación entre las cantidades de carbono y el alargamiento total en los resultados

de la prueba de tracción de los raíles inventivos (raíles de la presente invención) y los raíles comparativos 2.

La FIG. 10 es una vista que muestra una ubicación donde se toma una probeta para una prueba de tracción de una parte de la cabeza.

### Mejor modo para llevar a cabo la invención

5 En adelante, la presente invención se describirá en detalle.

(1) Motivos por los que se limitan las composiciones químicas de un acero de raíl y un tocho para laminado en caliente

En primer lugar, se describirán en detalle los motivos por los que se limita la composición química del acero de raíl al intervalo reivindicado. En la siguiente descripción, la unidad de la concentración de la composición es % en masa y la concentración se denotará simplemente como '%’.

10 C es un elemento efectivo para acelerar la transformación perlítica y asegurar la resistencia al desgaste. En el caso de que la cantidad de C sea 0,85% o menos, no puede asegurarse la fracción de volumen de la fase cementita en una estructura perlítica; y de esa manera, no puede mantenerse la resistencia al desgaste en vías férreas de transporte de carga pesada. Además, en el caso de que la cantidad de C exceda 1,40%, no se suprime el crecimiento del grano y se hace notable la generación de cementita proeutectoide, incluso en el caso de que se aplique el método de fabricación de la presente invención. De esa manera, los carburos de Ti gruesos se forman más; y, como resultado, se degrada la ductilidad. Por lo tanto, la cantidad de C se establece para que esté en un intervalo de más de 0,85% a 1,40%. Mientras tanto, en el caso de que la cantidad de carbono se establezca para que sea 0,95% o más, se mejora aún más la resistencia al desgaste y el efecto de mejorar la vida útil de los raíles se vuelve alto.

20 Si es un componente esencial como material desoxidante. Además, Si es un elemento que mejora la dureza (resistencia) de una parte de la cabeza del raíl, reforzando la solución sólida en la fase ferrítica de una estructura perlítica. Adicionalmente, Si es un elemento que suprime la generación de una estructura de cementita proeutectoide en acero hipereutectoides; y, de esa manera, se suprime la degradación de la ductilidad. Sin embargo, en el caso en que la cantidad de Si sea menor que 0,10%, no pueden esperarse suficientemente los efectos. Además, en el caso de que la cantidad de Si exceda de 2,00%, se degrada la ductilidad de la fase ferrítica y no se mejora la ductilidad del raíl. Por lo tanto, la cantidad de Si se establece para que esté en un intervalo de 0,10% a 2,00%. Mientras tanto, el efecto de suprimir la cementita proeutectoide resulta más alto en el caso de que la cantidad de Si sea 0,3% o más.

25 Mn es un elemento que aumenta la capacidad de endurecimiento, baja la temperatura de transformación perlítica y refina el espaciado laminar de la perlita. De esa manera se logra un aumento de la dureza de una parte de la cabeza del raíl y, simultáneamente, se suprime la generación de una estructura de cementita proeutectoide. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Mn sea menor que 0,10%, estos efectos resultan pequeños y, en el caso de que la cantidad de Mn exceda 2,00%, la capacidad de endurecimiento aumenta notablemente y es fácil generar una estructura de martensita que es dañina para la ductilidad. Además, se facilita la segregación; y, de esa manera, resulta fácil generar cementita proeutectoide que es dañina para la ductilidad de raíles en partes segregadas. Como resultado, se degrada la ductilidad. Por lo tanto, la cantidad de Mn se establece para que esté en un intervalo de 0,10% a 2,00%. Mientras tanto, el efecto de refinar el espaciado laminar de la perlita se hace más alto en el caso de que la cantidad de Mn sea 0,3% o más.

30 Cuando se añade Ti en una cantidad pequeña a un acero, Ti se precipita como TiC, TiN y Ti(C,N) finos o se precipita en combinación con V en dislocaciones introducidas en la austenita durante el laminado en caliente o en los límites de grano de austenita. Por lo tanto, Ti es un elemento eficaz para suprimir el crecimiento del grano de granos austeníticos después de la recristalización, lo que logra el refinamiento de una estructura austenítica y mejora la ductilidad de un acero de raíl. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Ti sea menor que 0,001%, no pueden esperarse suficientemente los efectos y no se observa una mejora en la ductilidad debido al refinamiento de la austenita. En el caso de que la cantidad de Ti sea 0,003% o más, la generación de precipitados en la austenita puede estabilizarse en un proceso de laminado en caliente. Además, en el caso de que la cantidad de Ti exceda de 0,01%, la temperatura a la cual se generan los precipitados resulta más alta que el intervalo de temperatura en el que se generan los precipitados basados en V; y, de esa manera, resulta imposible que ocurra la precipitación combinada (precipitación de Ti en combinación con V). Por lo tanto, la cantidad de Ti se establece para que esté en un intervalo de 0,003% a 0,01%.

35 Además, en el caso de que la cantidad de Ti exceda de 0,008%, se aumenta la cantidad de precipitados generados en la austenita. Sin embargo, la temperatura de generación se cambia a temperaturas más altas de acuerdo con un aumento en la cantidad de Ti; y, por lo tanto, los precipitados en la austenita se vuelven gruesos. Como resultado, se satura el efecto de anclaje. Por lo tanto, el intervalo preferible de la cantidad de Ti es de 0,003% a 0,008%.

40 V se precipita como VC, VN y V(C,N) finos o se precipita en combinación con Ti en dislocaciones introducidas a la austenita durante el laminado en caliente o en los límites de grano de austenita. Por lo tanto, V es un elemento eficaz para suprimir el crecimiento de grano de granos austeníticos después de la recristalización, lo que logra el refinamiento de una estructura austenítica y mejora la ductilidad del acero de raíl. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de V sea menor que 0,005%, no pueden esperarse los efectos y no se observa una mejora en la ductilidad debido a la

estructura perlítica. Además, en el caso de que la cantidad de V exceda de 0,20%, se generan carburos de V y nitruros de V gruesos; y, de esa manera, no se puede suprimir el crecimiento de grano de granos austeníticos. Como resultado, se degrada la ductilidad de un acero de raíl. Por lo tanto, la cantidad de V se establece para que esté en un intervalo de 0,005% a 0,20%.

5 En el caso de que la cantidad de V sea 0,02% o más, la generación de precipitados en la austenita puede estabilizarse en un proceso de laminado en caliente. Además, en el caso de que la cantidad de V exceda 0,15%, se aumenta la cantidad total de precipitados. Sin embargo, la temperatura de generación se cambia a temperaturas más altas; y, por lo tanto, los precipitados en la austenita resultan gruesos. Como resultado, se satura el efecto de anclaje. Por lo tanto, el intervalo preferible de la cantidad de V es de 0,02% a 0,15%.

10 N no es un elemento que se debe añadir forzosamente. Sin embargo, en el caso de que se incluya 0,0040% o más de N, la mayoría del Ti se convierte en TiN grueso en un acero fundido; y, de esa manera, N no se solubiliza en sólido en la austenita en una etapa de recalentamiento durante el laminado en caliente. Como resultado, resulta imposible generar precipitados finos (TiC, TiN, Ti(C,N)) basados en Ti o precipitados combinados de Ti y V para suprimir el crecimiento de granos de austenita durante el laminado en caliente e inmediatamente después del laminado en caliente. Por lo tanto, la cantidad de N se establece para que esté en un intervalo de menos de 0,0040%.

15 Adicionalmente, la temperatura a la cual se generan los precipitados basados en Ti aumenta notablemente a medida que aumenta la cantidad de N. Por lo tanto, es preferible ajustar la cantidad de N en un intervalo de menos de 0,0030% para generar los precipitados en el intervalo de temperatura en el que se generan los precipitados basados en V.

(2) Motivos por los que se limita el intervalo de la relación de las cantidades añadidas de Ti a V (V/Ti):

20 Se describirán los motivos por los que la relación de los contenidos de Ti y V en un acero de la presente invención se establece para que esté en el intervalo representado por la siguiente fórmula (1).

$$5 \leq [V (\% \text{ en masa})] / [Ti (\% \text{ en masa})] \leq 20 \quad \dots \quad \text{Fórmula (1)}$$

#### Experimento 1

25 En primer lugar, los inventores fabricaron tochos para el laminado de raíl que contenían, en términos de % en masa, C: 0,96%, Si: 0,40%, Mn: 0,50%, Ti: 0,004% y N: 0,0035% y que además contenían V en cantidades variadas en un intervalo de 0,005% a 0,12%, estando el resto compuesto de Fe e impurezas inevitables. Estos tochos se recalentaron y mantuvieron a 1250°C durante 60 minutos y a continuación se llevó a cabo el laminado en caliente bajo condiciones en las que la temperatura final del laminado de acabado era 1000°C y una suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas era 10%. A continuación, después de completar el laminado en caliente, se

30 llevó a cabo el enfriamiento acelerado a una velocidad de enfriamiento de 10°C/s desde 780°C, que estaba dentro de una región austenítica, hasta 570°C. De esa manera, se fabricaron los materiales laminados en caliente. Se fabricaron probetas de prueba a partir de los materiales laminados en caliente y se realizaron pruebas de tracción. Los resultados obtenidos se muestran en la FIG. 1. Como se muestra en la FIG. 1, se descubrió que el alargamiento total se mejora en un intervalo específico de la relación V/Ti cuando se fijan la relación entre la relación V/Ti de la cantidad de Ti a la

35 cantidad de V y el alargamiento total.

#### Experimento 2

A continuación se fabricaron tochos para el laminado del raíl que contenían C: 1,10%, Si: 0,64%, Mn: 0,82%, V: 0,04% y N: 0,0036% y que además contenían Ti en diversas cantidades en un intervalo de 0,0015% a 0,01%, estando el resto compuesto de Fe e impurezas inevitables. Estos tochos se recalentaron y mantuvieron a 1280°C durante 70

40 minutos y entonces se llevó a cabo el laminado en caliente bajo condiciones en las que la temperatura de acabado de laminado final era de 870°C y una suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas era 7%.

A continuación, después de completar el laminado en caliente, se llevó a cabo el enfriamiento acelerado a una velocidad de enfriamiento de 8°C/s desde 770 °C, que estaba dentro de una región austenítica, hasta 580 °C. De esa manera se fabricaron los materiales laminados en caliente. Se fabricaron probetas de prueba a partir de los materiales laminados en caliente y se realizaron pruebas de tracción. Los resultados obtenidos se muestran en la FIG. 2. Como se muestra en la FIG. 2, se vio que el alargamiento total se mejora en un intervalo específico de la relación V/Ti cuando establece la correspondencia entre la relación V/Ti de la cantidad de Ti a la cantidad de V y el alargamiento total.

45

A partir de estos resultados, se vio que el alargamiento total se mejora en el caso de que el valor V/Ti esté en un intervalo de 5 a 20 en comparación con el alargamiento total en el caso de que el valor V/Ti esté fuera del intervalo. Específicamente, el alargamiento total se mejora en un 5% o más ajustando el valor V/Ti en un intervalo de 5 a 20.

50

Como resultado de la investigación metódica del estado de dispersión de los precipitados en los materiales laminados en caliente, se encontró que estaban presentes cantidades más grandes de precipitados basados en Ti y precipitados basados en V en los materiales que tenían el valor de V/Ti en un intervalo de 5 a 20 que en los materiales que tenían el valor V/Ti fuera del intervalo. Como resultado de la investigación de los comportamientos de generación de los precipitados basados en Ti y de los precipitados basados en V en los materiales laminados en caliente, se encontró

55

que las temperaturas de generación de los precipitados basados en Ti y los precipitados basados en V estaban casi en el mismo intervalo de temperatura en los materiales que tenían el valor V/Ti en un intervalo de 5 a 20. A partir de estos resultados, se considera que tanto los precipitados basados en Ti como los precipitados basados en V se dispersan finamente en cantidades grandes utilizando dislocaciones introducidas en la austenita como sitios de precipitación durante el laminado de acabado final. Se considera que una diferencia entre la temperatura de generación de los precipitados basados en Ti y la temperatura de generación de los precipitados basados en V ocurre en el material que tiene el valor V/Ti fuera del intervalo de 5 a 20 y, o bien los precipitados basados en Ti o de los precipitados basados en V no pueden dispersarse finamente a cantidades grandes utilizando dislocaciones introducidas en la austenita como sitios de precipitación durante el laminado de acabado final. En el caso de que el valor de V/Ti esté en un intervalo de 9 a 15, la temperatura de generación de los precipitados basados en Ti y la temperatura de generación de los precipitados basados en V se acercan una a la otra en comparación con los casos en los que el valor de V/Ti está fuera del intervalo. De esa manera se estabiliza la generación de los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V y los precipitados combinados de Ti-V.

Por otra parte, con respecto a las composiciones químicas de los tochos para el laminado en caliente en la presente invención, los componentes que no sean C, Si, Mn, Ti, V y N no se limitan particularmente; sin embargo, es posible que contengan además uno o más de Nb, Cr, Mo, B, Co, Cu, Ni, Mg, Ca, Al y Zr, según sea necesario. A continuación, se describirán los motivos por los que están limitados los intervalos de componentes.

Nb suprime el crecimiento de grano de granos austeníticos después de la recristalización por carburos de Nb y carbonitruros de Nb que se precipitan mediante el laminado en caliente. Además, Nb es un elemento eficaz para aumentar la ductilidad de la estructura perlítica y mejorar la resistencia mediante el fortalecimiento de la precipitación debido a los carburos de Nb y carbonitruros de Nb que se precipitan en una fase ferrítica en la estructura perlítica durante un proceso de tratamiento térmico después del laminado en caliente. Además, Nb es un elemento que genera carburos y carbonitruros establemente durante el recalentamiento y evita el ablandamiento de las zonas afectadas por calor de las juntas soldadas. Sin embargo, el efecto no puede esperarse en el caso de que la cantidad de Nb sea menor que 0,002%, y no se observa mejora en la dureza de la estructura perlítica y mejora en la ductilidad. Además, en el caso de que se añada más de 0,050% de Nb, se generan carburos de Nb gruesos y carbonitruros de Nb gruesos; y, de esa manera, se degrada la ductilidad de un acero de raíl. Por lo tanto, el contenido de Nb se fija preferiblemente en un intervalo de 0,002% a 0,050%.

Cr es un elemento que aumenta el punto de transformación de equilibrio de perlita; y de esa manera se refina una estructura perlítica. Como resultado, Cr contribuye a un aumento de la dureza (resistencia). Al mismo tiempo, Cr fortalece una fase de cementita; y de esa manera se mejora la dureza (resistencia) de la estructura perlítica. Como resultado, Cr mejora la resistencia al desgaste. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Cr sea menor que 0,05%, los efectos son pequeños. En el caso de que Cr se añada excesivamente, excediendo 2,00%, la capacidad de endurecimiento aumenta notablemente y se genera una gran cantidad de estructura martensítica; y de esa manera se degrada la ductilidad de un acero de raíl. Por lo tanto, el contenido de Cr está preferiblemente en un intervalo de 0,05% a 2,00%.

Similarmente a Cr, Mo es un elemento que aumenta el punto de transformación de equilibrio de perlita; y de esa manera se refina una estructura perlítica. Como resultado, Mo contribuye a aumentar en dureza (resistencia) y Mo mejora la dureza (resistencia) de la estructura perlítica. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Mo sea menor que 0,01%, los efectos son pequeños y no se observa el efecto de mejorar la dureza de un acero de raíl. Además, en el caso de que Mo se añada excesivamente, excediendo de 0,50%, la velocidad de transformación de la estructura perlítica disminuye notablemente; y de esa manera es fácil generar una estructura martensítica que es dañina para la ductilidad de un acero de raíl. Por lo tanto, el contenido de Mo está preferiblemente en un intervalo de 0,01% a 0,50%.

B forma borocarburos de hierro en los límites de grano de austenita previos y refina la generación de una estructura de cementita proeutectoide. Al mismo tiempo, B es un elemento que baja la dependencia de la temperatura de transformación perlítica en la velocidad de enfriamiento; y de esa manera se homogeneiza la distribución de dureza en la parte de la cabeza. Como resultado, B evita la degradación de la ductilidad de raíles; y de esa manera se puede extender la vida útil. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de B sea menor que 0,0001%, los efectos no son suficientes y no se observa mejora en la generación de una estructura de cementita proeutectoide o la distribución de la dureza en la parte de la cabeza del raíl. Además, en el caso de que se añada más de 0,0050% de B, se generan borocarburos de hierro gruesos en los límites de grano de austenita previos y se degrada notablemente la ductilidad y la tenacidad de un acero de raíl. Por lo tanto, el contenido de B preferiblemente se fija en un intervalo de 0,0001% a 0,0050%.

Co se solubiliza en sólido en ferrita en una estructura perlítica; y de esa manera, Co mejora la dureza (resistencia) de la estructura perlítica debido al fortalecimiento de la solución sólida. Adicionalmente, Co es un elemento que aumenta la energía de transformación de perlita y refina la estructura perlítica; y de esa manera se mejora la ductilidad. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Co sea menor que 0,10%, no pueden esperarse los efectos. Además, en el caso de que se añada más de 2,00% de Co, se degrada notablemente la ductilidad de la fase ferrítica en la estructura perlítica; y de esa manera se degrada notablemente la ductilidad de un acero de raíl. Por lo tanto, el contenido de Co preferiblemente se establece en un intervalo de 0,10% a 2,00%.

- 5 Cu se solubiliza en sólido en ferrita en una estructura perlítica; y de esa manera Cu mejora la dureza (resistencia) de la estructura perlítica debido al fortalecimiento de la solución sólida. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Cu sea menor que 0,05%, no pueden esperarse los efectos. Además, en el caso de que se añada más de 1,00% de Cu, se mejora notablemente la capacidad de endurecimiento; y de esa manera es fácil generar una estructura de martensita que es dañina para la resistencia al desgaste de una parte de la cabeza del raíl y la ductilidad de un acero de raíl. Además, se degrada notablemente la ductilidad de la fase ferrítica en la estructura perlítica; y de esa manera se degrada la ductilidad del acero de raíl. Por lo tanto, el contenido de Cu preferiblemente se fija en un intervalo de 0,05% a 1,00%.
- 10 Ni es un elemento que evita la fragilización durante el laminado en caliente debido a la adición de Cu y, al mismo tiempo, Ni logra un aumento en la dureza (resistencia) del acero perlítico debido al fortalecimiento de la solución sólida en ferrita. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Ni sea menor que 0,01%, los efectos son extremadamente pequeños. Además, en el caso de que se añada más de 1,00% de Ni, se degrada notablemente la ductilidad de la fase ferrítica en la estructura perlítica; y de esa manera se degrada la ductilidad de un acero de raíl. Por lo tanto, el contenido de Ni se fija preferiblemente en un intervalo de 0,01% a 1,00%.
- 15 Mg es un elemento que se combina con O, S, Al y similares para formar óxidos y sulfuros; y de esa manera Mg suprime el crecimiento del grano de granos de cristal y Mg logra el refinamiento de granos austeníticos en el proceso de recalentamiento durante el laminado en caliente. Como resultado, Mg es un elemento eficaz para mejorar la ductilidad de la estructura perlítica. Adicionalmente, MgO y MgS dispersan finamente MnS; y de esa manera se forman zonas empobrecidas de Mn alrededor de MnS. Esto contribuye a la generación de la transformación de perlita. Como resultado, puesto que Mg refina los tamaños de bloques perlíticos, Mg es un elemento eficaz para mejorar la ductilidad de una estructura perlítica. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Mg sea menor que 0,0005%, el efecto es débil. En el caso de que se añada más de 0,020% de Mg, se generan óxidos gruesos de Mg; y de esa manera se degrada la ductilidad de un acero de raíl. Por lo tanto, el contenido de Mg preferiblemente se fija en un intervalo de 0,0005% a 0,0200%.
- 20
- 25 Ca tiene una gran fuerza de unión con S y forma sulfuros en forma de CaS.
- Adicionalmente, CaS dispersa finamente MnS; y de esa manera se forman zonas empobrecidas de Mn alrededor de MnS. Esto contribuye a la generación de la transformación de perlita. Como resultado, puesto que Ca refina los tamaños de bloques perlíticos, Ca es un elemento eficaz para mejorar la ductilidad de la estructura perlítica. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Ca sea menor que 0,0005%, el efecto es débil. En el caso de que se añada más de 0,0150% de Ca, se generan los óxidos gruesos de Ca; y de esa manera se degrada la ductilidad de un acero de raíl.
- 30
- Por lo tanto, el contenido de Ca se fija preferiblemente en un intervalo de 0,0005% a 0,0150%.
- Al es un componente útil como agente desoxidante. Además, Al es un elemento que aumenta la temperatura de transformación eutectoide a una temperatura más alta; y, por lo tanto, Al es un elemento eficaz para aumentar la resistencia de la estructura perlítica y evitar la generación de una estructura de cementita proeutectoide. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Al sea menor que 0,0050%, los efectos son débiles. En el caso de que se añada más de 1,00% de Al, se hace difícil solubilizar en sólido Al en un acero; y de esa manera, se generan inclusiones basadas en alúmina gruesas que actúan como puntos de partida del daño por fatiga. Como resultado, se degrada la ductilidad de un acero de raíl y, además, se generan óxidos durante la soldadura; y de esa manera se degrada notablemente la soldabilidad. Por lo tanto, el contenido de Al está preferiblemente en un intervalo de 0,0050% a 1,00%.
- 35
- 40
- 45 Dado que las inclusiones de ZrO<sub>2</sub> tienen una buena consistencia de red con austenita, las inclusiones de ZrO<sub>2</sub> actúan como núcleos de solidificación en un acero de raíl con alto contenido de carbono, del cual el cristal principal en un proceso de solidificación es austenita. De esa manera se aumenta la relación de cristalización equiaxial de estructuras solidificadas. Como resultado, Zr es un elemento que suprime la formación de zonas de segregación en el medio de un tocho de fundición y suprime la generación de una estructura cementita proeutectoide que se debe generar en partes de segregación del raíl. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Zr sea menor que 0,0001 %, la cantidad de inclusiones basadas en ZrO<sub>2</sub> es pequeña; y, por lo tanto, las inclusiones basadas en ZrO<sub>2</sub> no actúan suficientemente como núcleos de solidificación. Como resultado, se genera una estructura de cementita proeutectoide en partes de segregación; y de esa manera se degrada la ductilidad de un acero de raíl. Además, en el caso de que la cantidad de Zr exceda 0,2000%, se genera una gran cantidad de inclusiones basadas en Zr gruesas; y de esa manera se degrada la ductilidad de un acero de raíl. Por lo tanto, el contenido de Zr está preferiblemente en un intervalo de 0,0001 % a 0,2000%.
- 50
- Además, aparte de los componentes anteriores, ejemplos de elementos incluidos como impurezas en un acero de raíl incluyen P y S.
- 55 P es un elemento que degrada la ductilidad de un acero de raíl y, en el caso de que se incluya más de 0,035% de P, no puede ignorarse su influencia. Por lo tanto, el contenido de P está preferiblemente en un intervalo de 0,035% o menos, y más preferiblemente en un intervalo de 0,020% o menos.
- S es un elemento que existe en un acero principalmente en forma de inclusiones (MnS y similares) y S provoca la

fragilización de un acero (degradación de la ductilidad). Particularmente, en el caso de que el contenido de S exceda 0,035%, no puede ignorarse el efecto adverso sobre la fragilidad. Por lo tanto, el contenido de S preferiblemente se establece en un intervalo de 0,035% o menos y, más preferiblemente, en un intervalo de 0,020% o más bajo.

5 Los tochos para el laminado en caliente que tienen la composición mencionada anteriormente se fabrican por el método siguiente. La fundición se realiza de manera que se obtiene acero fundido con un horno de fusión usado comúnmente tal, como un horno convertidor, un horno eléctrico o similares. El acero fundido se somete a una fundición en lingotes y laminado de transformación o una fundición continua para fabricar un tocho para el laminado en caliente.

#### (2) Condiciones de fabricación

10 A continuación, se describirán las condiciones de fabricación para fabricar el rail inventivo (rail de la presente invención).

El método para fabricar el rail inventivo incluye un proceso en el que un tocho se somete a laminado en caliente para transformar el tocho en un rail y un proceso subsecuente en el que se lleva a cabo un tratamiento térmico (calentamiento y enfriamiento). El proceso de laminado en caliente incluye un proceso en el que el tocho se recalienta y un proceso en el que el tocho se somete a un laminado de acabado.

#### 15 (a) Temperatura de calentamiento

En el proceso de recalentamiento del tocho para el laminado del rail durante el laminado en caliente, no se limita particularmente la temperatura de recalentamiento. Sin embargo, en el caso de que la temperatura de recalentamiento sea inferior a 1.200°C, los precipitados gruesos basados en Ti, los precipitados basados en V o los precipitados complejos de Ti-V, que se precipitan durante el enfriamiento después de la fundición, no se solubilizan en sólido. De esa manera resulta imposible precipitar finamente los precipitados en austenita durante el laminado. Consecuentemente, resulta imposible lograr la supresión del crecimiento del grano austenítico. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento está preferiblemente en un intervalo de 1.200°C o más alto. Adicionalmente, es más preferible que el tiempo de espera a 1.200°C o más alto sea de 40 minutos o más para solubilizar en sólido suficientemente los precipitados gruesos de precipitados basados en Ti, precipitados basados en V o precipitados complejos de Ti-V en un acero.

Ti y V, que se funden en un acero durante el proceso de recalentamiento de un tocho para el laminado del rail, pueden precipitarse finamente en grandes cantidades utilizando esfuerzos introducidos a la austenita durante el laminado como sitios de nucleación en el laminado de acabado final del proceso de laminado de acabado durante el laminado en caliente. Sin embargo, en el caso de que la temperatura de laminado de acabado final exceda de 1100°C, la generación de los precipitados basados en Ti es lenta. Por lo tanto, los precipitados se engrosan incluso cuando los precipitados se precipitan utilizando los esfuerzos inducidos en el laminado en caliente; y de esa manera no se obtiene el efecto de suprimir el crecimiento de granos austeníticos. Además, en el caso de que el laminado se realice a una temperatura de menos de 850°C, los precipitados extremadamente finos son fáciles de generar; y de esa manera no se puede obtener el efecto de anclaje. Por lo tanto, se obtiene un efecto de suprimir la recristalización, en lugar de un efecto de suprimir el crecimiento de granos austeníticos; y de esa manera no se puede obtener una estructura uniforme. Por lo tanto, el laminado de acabado final preferiblemente se realiza a una temperatura en un intervalo de 850°C a 1100°C. Además, en este intervalo de temperaturas, es fácil que los precipitados basados en Ti se precipiten finamente a medida que disminuye la temperatura de laminado de acabado.

#### (b) Motivos por los que se limita la temperatura del laminado de acabado

40 Se describirán los motivos por los que se limita la temperatura de laminado de acabado a  $T_c - 25 \leq FT \leq T_c + 25$  (fórmula (3)) con respecto al valor  $T_c$  calculado por la fórmula (2) en la presente invención.

Ti y V se funden en un acero durante el proceso de calentamiento del tocho para el laminado del rail antes del laminado en caliente, y Ti y V se precipitan en austenita como precipitados basados en Ti (TiC, TiN, Ti(C,N)), precipitados basados en V (VC, VN, V(C,N)) o precipitados complejos de Ti-V durante el laminado en caliente; y de esa manera se suprime el crecimiento de granos austeníticos. Adicionalmente, los precipitados finos se precipitan controlando la temperatura de laminado del proceso de laminado de acabado en un intervalo de temperatura en el que los precipitados se generan fácilmente. Como resultado, se puede suprimir aún más el crecimiento de granos austeníticos. Esto es porque las tensiones introducidas a la austenita durante el laminado en caliente actúan como sitios de nucleación (sitios en los que los precipitados se generan fácilmente).

50 Sin embargo, el intervalo de temperatura en el que los precipitados se generan fácilmente varía con dependencia no solo de las cantidades añadidas de Ti y V, que son elementos que forman precipitados, sino también de la cantidad de C que se añade para fabricar un rail que tiene suficiente resistencia al desgaste.

#### Experimento 3

55 Por lo tanto, los inventores investigaron con detalle, por medio de experimentos, la relación entre un intervalo de temperatura en el que los precipitados son fáciles de generar y cualquiera de la cantidad de C, la cantidad de Ti o la

cantidad de V. En primer lugar, se fabricaron tochos para el laminado del raíl que incluían C: 1,2%, Si: 0,50%, Mn: 0,60%, Ti: 0,005%, V: 0,04% ( $V/Ti = 8,0$ ) y N: 0,0036%. Los tochos se recalentaron y mantuvieron a 1.280°C durante 60 minutos. A continuación, el laminado se llevó a cabo bajo condiciones en las que la temperatura de laminado de acabado era cualquiera una de varios valores en un intervalo de 900°C a 1.040°C, y la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas era 8% en el proceso de laminado de acabado del laminado en caliente. Entonces se llevó a cabo el enfriamiento acelerado a una velocidad de enfriamiento de 6°C/s desde 800°C, que estaba dentro de una región austenítica, hasta 600°C; y de esa manera se obtuvieron raíles de acero. Después del enfriamiento, se realizaron pruebas de tracción. La FIG. 3 muestra la relación entre la temperatura de laminado de acabado y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción de los raíles de acero. Como se muestra en la FIG. 3, los valores de alargamiento totales de los aceros se aumentaron en un cierto intervalo de temperatura. Como resultado de la observación de estructuras de granos austeníticos obtenidas mediante condiciones de las respectivas temperaturas de laminado de acabado, las estructuras de granos austeníticos eran finas en aceros de los cuales se aumentó el alargamiento total, en comparación con las estructuras de granos austeníticos en otros aceros. La temperatura de laminado de acabado, mediante la cual se aumentó el alargamiento total, estaba dentro de una región de temperatura en la que los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V y los precipitados complejos de Ti y V eran fáciles de generar. Por lo tanto, los precipitados se precipitaron finamente utilizando dislocaciones introducidas durante el laminado de acabado final como sitios de precipitación. Como resultado, se aumentó el efecto de suprimir el crecimiento de granos austeníticos. Esto se consideró el motivo por el que se obtuvieron los resultados de observación mencionados anteriormente.

#### 20 Experimento 4

A continuación, se fabricaron tochos para el laminado del raíl que incluían C: 1,2%, Si: 0,90%, Mn: 0,50%, Ti: 0,007%, V: 0,055% ( $V/Ti = 7,9$ ) y N: 0,0028%. Los tochos se recalentaron y mantuvieron a 1.280°C durante 60 minutos. A continuación, el laminado se llevó a cabo bajo condiciones en las que la temperatura de laminado de acabado era cualquiera una de varios valores en un intervalo de 900°C a 1.040°C, y la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas era 8% en el proceso de laminado de acabado del laminado en caliente. Entonces se llevó a cabo el enfriamiento acelerado a una velocidad de enfriamiento de 7°C/s desde 790°C, que estaba dentro de una región austenítica, hasta 580°C; y de esa manera se obtuvieron raíles de acero. Después del enfriamiento se realizaron pruebas de tracción. La FIG. 4 muestra la relación entre la temperatura de laminado de acabado y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción de los raíles de acero. Como se muestra en la FIG. 4, los valores de alargamiento totales de los aceros se aumentaron en un cierto intervalo de temperatura. Sin embargo, la temperatura máxima a la cual el valor de alargamiento total exhibió el máximo se cambió a una temperatura más alta que la de la FIG. 3. Esto se considera que es porque la cantidad de Ti y la cantidad de V eran más grandes que las de los tochos utilizados en el Experimento 3; y, por lo tanto, una región de temperatura en la que los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V y los precipitados complejos de Ti y V eran fáciles de generar, se desplazó a una temperatura más alta.

#### Experimento 5

Además, se fabricaron tochos para el laminado del raíl que incluían C: 0,9%, Si: 0,40%, Mn: 0,80%, Ti: 0,005%, V: 0,04% ( $V/Ti = 8,0$ ) y N: 0,0030%. Los tochos se recalentaron y mantuvieron a 1.280°C durante 60 minutos. A continuación, el laminado se llevó a cabo bajo condiciones en las que la temperatura de laminado de acabado era cualquiera una de varios valores en un intervalo de 900°C a 1.040°C, y la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas era 8% en el proceso de laminado de acabado del laminado en caliente. Entonces se llevó a cabo el enfriamiento acelerado a una velocidad de enfriamiento de 5°C/s desde 780°C, que estaba dentro de una región austenítica, hasta 630°C; y de esa manera se obtuvieron raíles de acero. Después del enfriamiento, se realizaron pruebas de tracción. La FIG. 5 muestra la relación entre la temperatura de laminado de acabado y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción del raíl de acero. Como se muestra en la FIG. 5, los valores de alargamiento totales de los aceros se aumentaron en un cierto intervalo de temperatura. Aunque la cantidad de Ti y la cantidad de V eran las mismas que las del Experimento 1, la temperatura de laminado a la cual el valor de alargamiento total exhibió el máximo se desplazó a una temperatura más baja que la del ejemplo del Experimento 3. Esto se considera que es porque la temperatura de generación para generar precipitados se cambió a una temperatura más baja, dado que la cantidad de C era pequeña, mientras que la cantidad de Ti y la cantidad de V eran las mismas que las del ejemplo del Experimento 3.

A partir de los resultados mencionados anteriormente, se encontró lo siguiente. Es necesario controlar la temperatura de laminado de acabado en un cierto intervalo en el proceso de laminado de acabado de acuerdo con la cantidad de C, la cantidad de Ti y la cantidad de V para suprimir el crecimiento de granos austeníticos después del laminado en caliente y para mejorar la ductilidad en el caso de que se fabrique un raíl de acero que contenga C: más de 0,85% a 1,40%, Si: 0,10% a 2,00%, Mn: 0,10% a 2,00%, Ti: 0,001% a 0,01%, V: 0,005% a 0,20% y N: menos de 0,0040% y tenga una relación de la cantidad de V a la cantidad de Ti,  $V/Ti$ , en un intervalo de 5 a 20.

Por lo tanto, los inventores analizaron, en base a los datos de la prueba, la relación entre las temperaturas de laminado de acabado preferibles en el proceso de laminado de acabado y cualquiera de la cantidad de C, la cantidad de Ti o la cantidad de V. Como resultado, los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V o los precipitados complejos de Ti y V se precipitan finamente utilizando dislocaciones introducidas durante el laminado final en el

proceso de laminado de acabado como sitios de nucleación en el caso de que la temperatura de laminado de acabado (FT) en el proceso de laminado de acabado esté en un intervalo de  $T_c - 25 \leq FT \leq T_c + 25$  (la fórmula (3)) con respecto al valor ( $T_c$ ) calculado de la fórmula (2) que incluye la cantidad de C, la cantidad de Ti y la cantidad de V. Por lo tanto, es posible suprimir aún más el crecimiento de granos austeníticos (crecimiento de granos de austenita), en comparación con un caso en el que la FT esté fuera del intervalo especificado anteriormente. En el caso de que la FT exceda de  $T_c + 25$ , la generación de precipitados es extremadamente lenta. Por lo tanto, los precipitados se engrosan incluso cuando los precipitados se precipitan utilizando tensiones inducidas en el laminado; y de esa manera no se obtiene el efecto de crecimiento de granos austeníticos. Además, en el caso de que el laminado se lleve a cabo a una temperatura inferior a  $850^\circ\text{C}$ , los precipitados extremadamente finos son fáciles de generar; y de esa manera no se puede obtener el efecto de anclaje. Además, se obtiene el efecto de suprimir la recristalización, en lugar de un efecto de suprimir el crecimiento de granos austeníticos; y de esa manera no se puede obtener una estructura uniforme. Por lo tanto, el laminado de acabado final se lleva a cabo preferiblemente a una temperatura en un intervalo de  $850^\circ\text{C}$  a  $1.100^\circ\text{C}$ . Por otra parte, es más preferible ajustar la temperatura de laminado de acabado (FT), en el proceso de laminado de acabado, en un intervalo que cumpla  $T_c - 15 \leq FT \leq T_c + 15$ .

$$T_c = 850 + 35 \times [C] + 1,35 \times 10^4 \times [Ti] + 180 \times [V] \dots \dots \text{Fórmula (2)}$$

(c) Motivos por los que se limitan las reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas en el proceso de laminado de acabado.

La suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas del proceso de laminado de acabado preferiblemente se controla para cumplir  $R_c - 5 \leq FR \leq R_c + 5$  (fórmula (5)) con respecto al valor  $R_c$  calculado de la fórmula (4). Los motivos se describirán en lo que sigue.

Como se describió anteriormente, Ti y V se funden en un acero en el proceso de calentamiento del tocho para el laminado del raíl, y Ti y V pueden precipitarse como precipitados finos de precipitados basados en Ti (TiC, TiN, Ti(C,N)), precipitados basados en V (VC, VN, V(C,N)) o precipitados complejos de Ti-V utilizando dislocación introducida a la austenita como sitios de nucleación durante el laminado final en el proceso de laminado de acabado.

Sin embargo, dado que la velocidad de generación de los precipitados está afectada notablemente por la cantidad de C, la cantidad de Ti y la cantidad de V, los inventores consideraron que hay un intervalo óptimo para la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas en el proceso de laminado de acabado.

Por lo tanto, los inventores investigaron con detalle la relación entre cualquiera de la cantidad de C, la cantidad de Ti o la cantidad de V y un intervalo de la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas en el proceso de laminado de acabado, en el que los precipitados son fáciles de generar.

#### Experimento 6

En primer lugar, se fabricaron tochos para el laminado del raíl que contenían C: 1,0%, Si: 0,50%, Mn: 0,50%, Ti: 0,006%, V: 0,08% ( $V/Ti = 13,3$ ) y N: 0,0029%. Estos tochos se recalentaron y mantuvieron a  $1.280^\circ\text{C}$  durante 60 minutos. A continuación, el laminado de acabado se llevó a cabo bajo condiciones en las que la temperatura de laminado de acabado era  $960^\circ\text{C}$  (dentro del intervalo de temperatura de laminado, preferible determinado por la fórmula (2)) y la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas era uno cualquiera de varios valores. Entonces se llevó a cabo el enfriamiento acelerado a una velocidad de enfriamiento de  $6^\circ\text{C/s}$  desde  $750^\circ\text{C}$ , que estaba dentro de una región austenítica, hasta  $570^\circ\text{C}$ ; y de esa manera se obtuvieron raíles de acero. La FIG. 6 muestra la relación entre la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción del raíl de acero. Como se muestra en la FIG. 6, los valores de alargamiento totales de los aceros se aumentaron en un cierto intervalo de la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas. Como resultado de la observación de las estructuras de granos austeníticos obtenidas mediante las respectivas condiciones de laminado, las estructuras de granos austeníticos previas eran finas en aceros de los cuales se aumentó el alargamiento total, en comparación con las estructuras de granos austeníticos previas en otros aceros. La densidad de dislocaciones introducidas en la austenita se aumentó de acuerdo con un aumento de las reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas del proceso de laminado de acabado, en un intervalo de temperatura en el que los precipitados son fáciles de generar. Como resultado, se acelera la precipitación; y de esa manera se generan precipitados más finamente en grandes cantidades. Esto se considera el motivo por el que se obtuvieron los resultados de observación mencionados anteriormente.

Por otro lado, con respecto a los aceros de los cuales no se mejoraron los alargamientos totales, en el caso de que la suma de reducciones del área en sección transversal fuera baja, se considera que es porque no se pudo obtener un aumento en la densidad de dislocación para acelerar aún más la precipitación y generar una gran cantidad de precipitados finos. Además, se observó la estructura de un acero que se preparó en el caso de que la suma de las reducciones del área en sección transversal fuera alta. Como resultado, se confirmó una estructura que se consideró que incluía austenita parcialmente trabajada que permanecía en la misma sin estar recristalizada. Los precipitados se generan más finamente a una cantidad más grande debido a un aumento en la densidad de dislocación de acuerdo con el aumento de la suma de reducciones del área en sección transversal, en comparación con los de aceros de los cuales se mejoraron los alargamientos totales. De esa manera se suprimió la recristalización. Esto se considera el motivo por el que se obtuvieron los resultados de observación mencionados anteriormente.

## Experimento 7

A continuación se fabricaron tochos para el laminado del raíl que contenían C: 1,3%, Si: 0,40%, Mn: 0,30%, Ti: 0,008%, V: 0,15% ( $V/Ti = 18,8$ ) y N: 0,0023%. Estos tochos se recalentaron y mantuvieron a 1.280 °C durante 60 minutos. A continuación, el laminado en caliente se llevó a cabo bajo condiciones en las que la temperatura de laminado de acabado era 1.030°C (dentro de un intervalo de temperatura de laminado preferible determinado por la fórmula (2)) y la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas era cualquiera una de varios valores. Después se llevó a cabo el enfriamiento acelerado a una velocidad de enfriamiento de 7°C/s desde 810°C, que estaba dentro de una región austenítica, hasta 600°C; y de esa manera se obtuvieron raíles de acero. La FIG. 7 muestra la relación entre la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas y el alargamiento total en los resultados de la prueba de tracción del raíl de acero. Como se muestra en la FIG. 7, similarmente a los resultados del Experimento 6, los valores de alargamiento totales de los aceros se aumentaron en un cierto intervalo de la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas. Sin embargo, el intervalo de la suma de reducciones del área en sección transversal mediante el cual se aumentó el alargamiento total se desplazó a una temperatura más baja que la de los resultados del Experimento 6. Esto se considera que es porque los aumentos en la cantidad de C, la cantidad de Ti y la cantidad de V aceleran la generación de precipitados; y de esa manera se obtuvieron los efectos a pesar de que la suma de reducciones del área en sección transversal era baja.

A partir de los resultados mencionados anteriormente, los inventores encontraron lo siguiente. Es necesario controlar la temperatura de laminado de acabado (FT) en un intervalo que cumpla  $T_c - 25 \leq FT \leq T_c + 25$  (fórmula (3)) con respecto al valor ( $T_c$ ) calculado de la fórmula (2), que incluye la cantidad de C, la cantidad de Ti y la cantidad de V, y también es necesario controlar la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas en el intervalo determinado por la cantidad de C, la cantidad de Ti y la cantidad de V en el proceso de laminado de acabado, en el caso de que se fabrique un raíl de acero que contenga C: más de 0,85% a 1,40%, Ti: 0,001% a 0,01% y V: 0,005% a 0,20% y tenga una relación  $V/Ti$ , de la cantidad de V a la cantidad de Ti, en un intervalo de 5 a 20.

Por lo tanto, los inventores analizaron, en base a los datos de la prueba, la relación entre cualquiera de la cantidad de C, la cantidad de Ti o la cantidad de V y la suma preferible de las reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas en el proceso de laminado de acabado. Como resultado, en el caso de que la suma (FR) de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas en el proceso de laminado de acabado esté en un intervalo que cumpla  $R_c - 5 \leq FR \leq R_c + 5$  (la fórmula (5)) con respecto al valor ( $R_c$ ) calculado de la fórmula (4), que incluye la cantidad de C, la cantidad de Ti y la cantidad de V, se aumenta la densidad de dislocaciones que se introducen en la austenita durante el laminado final en el proceso de laminado de acabado; y de esa manera se acelera la precipitación y se pueden generar precipitados más finamente en una cantidad más grande. De esa manera puede suprimirse el crecimiento de granos austeníticos (crecimiento de granos de austenita). En el caso de que FR exceda de  $R_c + 5$ , se aumenta más la densidad de dislocación introducida a la austenita en las últimas dos pasadas del laminado que en el caso de que FR se ajuste en el intervalo de la fórmula (5). De esa manera se generan precipitados finamente en cantidades grandes. Como resultado, se suprime la recristalización de austenita y se forma una estructura desigual. En el caso de que FR sea menor que  $R_c - 5$ , se acelera aún más la precipitación; y de esa manera no puede obtenerse una densidad de dislocación para generar precipitados finamente a grandes cantidades. Es más preferible ajustar la suma (FR) de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas en un intervalo que cumpla  $R_c - 3 \leq FR \leq R_c + 3$ .

$$R_c = 35 - 13 \times [C] - 600 \times [Ti] - 20 \times [V] \dots \dots \text{Fórmula (4)}$$

## (d) Enfriamiento después del laminado en caliente

La temperatura de inicio del tratamiento térmico, en la que se lleva a cabo el enfriamiento acelerado desde la región de temperatura austenítica usando una instalación de enfriamiento no se limita particularmente. Sin embargo, en el caso de que la temperatura de inicio del enfriamiento acelerado de la superficie de la parte de la cabeza del raíl sea inferior a 700°C, la transformación perlítica comienza antes del enfriamiento acelerado y el espaciado laminar se vuelve grueso. De esa manera no puede lograrse un aumento en la dureza de la parte de la cabeza del raíl y no puede asegurarse la resistencia al desgaste. Además, se genera una estructura de cementita proeutectoide que depende de la cantidad de carbono o los componentes de aleación de un acero; y, de esa manera, se degrada la ductilidad de la superficie de la parte de la cabeza del raíl. Por lo tanto, la temperatura de inicio del enfriamiento acelerado de la superficie de la parte de la cabeza del raíl se establece preferiblemente en un intervalo de 700°C o más.

El enfriamiento después del laminado de acabado no se limita particularmente. Sin embargo, en el caso de que se lleve a cabo un enfriamiento que tenga una velocidad de enfriamiento de menos de 0,5°C/s, los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V o los precipitados complejos de Ti y V, que se precipitan durante el laminado de acabado, se engrosan. De esa manera hay un riesgo en el que el efecto de los precipitados de suprimir el crecimiento de granos austeníticos resulta débil.

Además, en el caso de que la velocidad de enfriamiento sea inferior a 2°C/s, se genera una estructura de cementita proeutectoide en una región de temperatura alta durante el enfriamiento acelerado, que depende del sistema de componentes del; y de esa manera se degradan la tenacidad y la ductilidad del raíl. Además, la transformación perlítica

comienza en un intervalo de temperatura alta durante el enfriamiento acelerado; y de esa manera se genera una estructura perlítica que tiene baja dureza. Como resultado, se hace difícil aumentar la resistencia. Por otro lado, en el caso de que la velocidad de enfriamiento exceda 30°C/s, la velocidad de enfriamiento no se estabiliza incluso cuando se utiliza cualquier refrigerante tal como aire y vapor. Por lo tanto, se hace difícil controlar la temperatura de parada del enfriamiento (temperatura a la cual se para el enfriamiento). Como resultado, la transformación perlítica comienza antes de que el raíl alcance un aparato para llevar a cabo el enfriamiento acelerado debido al enfriamiento excesivo; y de esa manera la microestructura se convierte en perlita que tiene baja dureza. Por lo tanto, el intervalo de la velocidad de enfriamiento es preferiblemente 0,5°C/s a 30°C/s para suprimir el engrosamiento de los precipitados después del laminado de acabado y para minimizar el crecimiento de granos de austenita (crecimiento de granos austeníticos). Por otra parte, dado que el crecimiento del grano de la austenita (crecimiento de granos austeníticos) apenas ocurre en un intervalo de temperatura por debajo de 800°C, el enfriamiento después del laminado de acabado puede realizarse hasta que la temperatura alcance (baje hasta) 800°C desde el punto de vista del crecimiento de granos.

Adicionalmente, en el caso de que el enfriamiento acelerado se pare en una región de temperatura que exceda de 650°C, se genera una gran cantidad de perlita que tiene dureza baja en la región de retención subsecuente; y de esa manera se hace difícil aumentar la resistencia. Por otro lado, en el caso de que el enfriamiento acelerado se pare en una región de temperatura de menos de 550°C, es fácil generar una estructura de bainita que es dañina para la resistencia al desgaste de un raíl en la región de retención subsecuente. Por lo tanto, la temperatura de parada del enfriamiento acelerado (temperatura a la cual se para el enfriamiento acelerado) preferiblemente está en un intervalo de 550°C a 650°C.

A continuación, se describirá la estructura metalográfica (microestructura) del raíl inventivo (raíl de la presente invención).

Es preferible que la estructura metalográfica (microestructura) de la parte de la cabeza del raíl inventivo (raíl de la presente invención) esté compuesta de una estructura perlítica. Sin embargo, hay casos en los que una pequeña cantidad de uno o más de una estructura de ferrita, una estructura de bainita y una estructura de martensita proeutectoides se incluyen en la estructura perlítica en la parte de la red del raíl, la parte de la superficie de la cabeza, la parte interna de la cabeza y la parte de la base, dependiendo del sistema de componentes y de las condiciones del enfriamiento acelerado. Sin embargo, incluso en el caso de que se incluya una pequeña cantidad de estas estructuras, estas estructuras no tienen un efecto adverso sobre las características de un raíl. Por lo tanto, el raíl de acero perlítico con alto contenido de carbono que tiene excelente ductilidad puede incluir una o más de una estructura de ferrita proeutectoide, una estructura de cementita proeutectoide, una estructura de bainita y una estructura de martensita en una relación de áreas de 5% o menos en el área en sección transversal del raíl.

Además, los tamaños de los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V o los precipitados complejos de Ti-V en el acero del raíl inventivo no se limitan particularmente.

Sin embargo, en el caso de que el diámetro de granos promedio de estos precipitados exceda de 100 nm o en el caso de que el diámetro de granos promedio de estos precipitados sea menor que 10 nm, no puede lograrse una supresión suficiente del crecimiento de granos austeníticos por el efecto de anclaje. Por lo tanto, el diámetro de granos promedio de los precipitados se establece preferiblemente en un intervalo de 10 nm a 100 nm.

Adicionalmente, incluso cuando se generan precipitados que tienen un diámetro de granos promedio de 10 nm a 100 nm, no se presenta el efecto de suprimir el crecimiento de granos austeníticos en el caso de que la densidad sea menor que 50.000 precipitados por 1 mm<sup>2</sup>; y, por lo tanto, no se mejora la ductilidad. Por otro lado, en el caso de que la densidad esté por encima de 500.000 precipitados por 1 mm<sup>2</sup>, se restringe la deformación de la estructura perlítica; y, por lo tanto, contrariamente, se degrada la ductilidad. Consecuentemente, los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V o los precipitados complejos de Ti-V preferiblemente se incluyen a una densidad en un intervalo de 50.000 precipitados a 500.000 precipitados por 1 mm<sup>2</sup> en el acero del raíl inventivo.

Aquí se describirán los métodos de medición de la densidad y tamaños de los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V o los precipitados complejos de Ti-V.

La densidad de los precipitados se mide por medio del método siguiente. Una muestra de réplica extraída o una muestra de película fina se prepara a partir de una parte arbitraria de un acero de raíl. La muestra se observa usando un microscopio electrónico de transmisión (TEM) y la cantidad de precipitados que tienen tamaños de 10 nm a 100 nm se mide en un área de 1000 μm<sup>2</sup> o mayor. El resultado de la medición se convierte al número por área unidad. Por ejemplo, en el caso de que se observe un cuadro de 100 mm x 80 mm con un aumento de 20.000 veces, el área de observación de esta vista es de 20 μm<sup>2</sup>; y, por lo tanto, la observación se realiza en al menos 50 cuadros. Si la cantidad de precipitados que tienen tamaños de 100 nm o menor en 50 cuadros (1000 μm<sup>2</sup>) es de 100 precipitados, la densidad de los precipitados puede convertirse a 100.000 partículas por 1 mm<sup>2</sup>.

A continuación, los tamaños de los precipitados se miden por el método siguiente. Es posible medir los tamaños como los diámetros de granos promedio de los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V o los precipitados complejos de Ti-V que se observan por el método de réplica mencionado anteriormente y similares. En el caso de que

un precipitado sea casi realmente esférico, el diámetro de una pelota que tiene la misma área que el precipitado se considera como el diámetro de granos promedio. En el caso de que un precipitado no sea esférico, sino elipsoidal o paralelepípedo rectangular, el valor promedio del diámetro largo (lado largo) y del diámetro corto (lado corto) se considera como el diámetro de granos promedio.

- 5 Además, bajo observación, el precipitado puede identificarse como uno cualquiera del precipitado basado en Ti, el precipitado basado en V o el precipitado complejo de Ti-V mediante el análisis de composición utilizando un aparato de espectroscopía de rayos- X por energía dispersiva (EDX) equipado en un TEM, el análisis de estructura cristalina de una imagen de difracción de rayos de electrones por el TEM y similares.

**Ejemplos**

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

La Tabla 1 muestra composiciones de componentes de raíles y tochos utilizados en los ejemplos. Mientras tanto, las composiciones de los raíles son las siguientes:

(1) Raíles inventivos (11 raíles)

- 15 Marcas 'A' a 'M': raíles de acero que contienen C, Si, Mn, Ti y N en los intervalos de componentes mencionados anteriormente y que tienen relaciones de V/Ti en un intervalo de 5 a 20% en masa. Las marcas G e I son de referencia.

(2) Raíles de acero comparativos (16 raíles)

Marcas 'a' a 'k': raíles de acero en los que las cantidades añadidas de C, Si, Mn, Ti, V y N están fuera de los intervalos reivindicados anteriormente (raíles comparativos 1, 11 raíles)

- 20 Marcas 'l' a 'q': raíles de acero en los que las cantidades de C, Si, Mn, Ti, V y N están en los intervalos de componentes mencionados anteriormente, pero las relaciones de V/Ti están fuera de un intervalo de 5 a 20% en masa (raíles comparativos 2, 6 raíles)

Tabla 1

Raíl	Marca	Composición química (% en masa)							V/Ti
		C	Si	Mn	Ti	V	N	Otro	
Raíles inventivos	A	0,88	0,80	0,42	0,009	0,12	0,0030		13,3
	B	1,38	0,44	0,65	0,008	0,07	0,0025		8,8
	C	1,05	0,15	0,82	0,01	0,18	0,0038		18,0
	D	1,20	1,95	0,30	0,01	0,15	0,0024		15,0
	E	1,26	1,10	0,15	0,006	0,07	0,0036	Cr:0,20	11,7
	F	0,92	1,07	1,90	0,005	0,09	0,0036		18,0
	G*	1,01	1,54	0,69	0,002	0,02	0,0036	Mo:0,02	10,0
	H	1,12	0,95	0,34	0,01	0,14	0,0037		14,0
	I*	1,28	0,42	0,77	0,001	0,007	0,0033	Nb:0,008	7,0
	J	0,98	0,75	1,08	0,009	0,18	0,0029	Mg:0,0009	20,0
	K	1,14	0,68	0,45	0,007	0,09	0,0039		12,9
	L	1,06	0,64	0,45	0,007	0,04	0,0033	Cu:0,05	5,7
	M	0,95	0,52	0,68	0,006	0,12	0,0027		20,0
	O	1,03	0,60	0,49	0,004	0,04	0,0034	Al:0,005, Ca:0,0008	10,0
	P	0,95	0,87	0,82	0,005	0,03	0,0033	B:0,0004	6,0
	Q	1,10	0,66	0,42	0,005	0,07	0,0027	Co:0,2, Ni:0,02	14,0
R	0,95	0,88	0,70	0,006	0,04	0,0029	Zr:0,0003	6,6	

ES 2 716 881 T3

Raíl	Marca	Composición química (% en masa)							V/Ti
		C	Si	Mn	Ti	V	N	Otro	
Raíles comparativos 1	a	0,77	0,62	0,35	0,005	0,10	0,0034	Zr:0,0005	20,0
	b	1,50	0,61	0,43	0,004	0,07	0,0036		17,5
	c	1,02	0,14	1,20	0,004	0,05	0,0038		12,5
	d	1,20	2,20	0,67	0,006	0,09	0,0035	B:0,0004	15,0
	e	1,08	1,02	0,12	0,004	0,07	0,0036		17,5
	f	0,96	0,73	2,24	0,005	0,08	0,0038	Ca:0,0007	16,0
	g	1,25	0,89	0,46	0,0008	0,03	0,0028	Co:0,10	37,5
	h	1,29	1,10	0,92	0,02	0,05	0,0035		2,5
	i	1,38	0,45	1,21	0,009	0,001	0,0025	Ni:0,03	0,1
	j	1,12	0,55	0,28	0,005	0,29	0,0031		58,0
Raíles comparativos 2	k	0,87	0,70	0,99	0,007	0,10	0,0060	Al:0,008	14,3
	l	0,88	0,80	0,42	0,006	0,17	0,0030		28,3
	m	1,05	0,15	0,82	0,01	0,04	0,0038		4,0
	n	1,01	1,54	0,69	0,005	0,11	0,0036	Mo:0,02	22,0
	o	1,12	0,95	0,34	0,006	0,15	0,0037		25,0
	p	1,06	0,64	0,45	0,009	0,03	0,0033	Cu:0,05	3,3
q	0,95	0,52	0,68	0,002	0,06	0,0027		30,0	

\* Las marcas G e I son de referencia

Los componentes se ajustaron en un horno convertidor y posteriormente se llevó a cabo la fundición por el método de fundición continua. De esa manera se fabricaron tochos para el laminado del raíl que tienen los componentes de la Tabla 1.

- 5 Se fabricaron los raíles inventivos, los raíles comparativos 1 y los raíles comparativos 2 que tienen los componentes de la Tabla 1 por el método siguiente. Los tochos para el laminado del raíl que tienen los componentes de la Tabla 1 se calentaron y mantuvieron a una temperatura de recalentamiento de 1280 °C durante 80 minutos. A continuación, en el proceso de laminado de acabado final del laminado en caliente, se llevó a cabo el laminado bajo condiciones en las que la temperatura de acabado de laminado final era de 870°C y la suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas era aproximadamente 27%. Después del laminado en caliente, se llevó a cabo el enfriamiento acelerado a una velocidad de enfriamiento de 8°C/s desde 780°C hasta que la temperatura de superficie de un raíl llegó a 560°C. De esa manera se fabricaron los raíles.

- 15 Se observó la microestructura de una parte ubicada 2 mm por debajo de la superficie de la cabeza del raíl fabricado. Además, se tomó una probeta para la prueba de tracción de una parte ubicada 5 mm por debajo de la superficie superior de la cabeza. Se llevó a cabo una prueba de tracción; y de esa manera se midió el valor de alargamiento total. Los resultados obtenidos se muestran en las Tablas 2 y 3. Además, la relación entre el valor de alargamiento total y la cantidad de carbono está trazada y mostrada en las FIGS. 8 y 9.

Por otra parte, las condiciones de la prueba de tracción son las siguientes:

(1) Prueba de tracción de la parte de la cabeza

- 20 Probador: probador de tracción universal de tamaño pequeño

Forma de la probeta: similar a la probeta N.º 4 de JIS Z2201

Ubicación de la cual se tomó la probeta: 5 mm por debajo de la superficie de la cabeza (remítase a la FIG. 10)

Largo de parte paralela: 25 mm, Diámetro de parte paralela: 6 mm, Distancia entre las marcas de medición del alargamiento: 21 mm

- 25 Velocidad de tracción: 10 mm/min, Temperatura de la prueba: temperatura ambiente (20 °C)

Tabla 2

Raíl	Marca	Microestructura	Alargamiento total [%]
Raíles inventivos	A	Perlita	14,5
	B	Perlita	7,1
	C	Perlita	11,6
	D	Perlita	9,0
	E	Perlita	8,7
	F	Perlita	13,6
	G*	Perlita	12,1
	H	Perlita	11,3
	I*	Perlita	8,0
Raíles inventivos	J	Perlita	13,1
	K	Perlita	10,4
	O	Perlita	11,2
	P	Perlita	12,9
	Q	Perlita	11,0
	R	Perlita	12,7
Raíles comparativos 1	a	Perlita + Ferrita proeutectoide	14,0
	b	Perlita + Cementita proeutectoide	3,1
	c	Perlita + Cementita proeutectoide	8,8
	d	Perlita	6,0
	e	Perlita + Cementita proeutectoide	7,9
	f	Perlita + Martensita	4,4
	g	Perlita	7,4
	h	Perlita (precipitado basado en Ti grueso)	5,0
	i	Perlita	5,7
	j	Perlita (precipitado basado en V grueso)	6,7
	k	Perlita (nitruro de Ti grueso)	10,4

\* Marcas G e I de referencia

Tabla 3

Raíl	Marca	V/Ti	Alargamiento total [%]
Raíles inventivos	A	13,3	14,5
	C	18,0	11,6
	G*	10,0	12,1
	H	14,0	11,3
	L	5,7	12,3
	M	20,0	13,6
Raíles comparativos 2	l	28,3	12,6
	m	4,0	10,8
	n	22,0	11,0
	o	25,0	10,1
	p	3,3	11,1
	q	30,0	12,2
* Marca G de referencia			

- Las cantidades añadidas de C, Si, Mn, Ti, V y N se ajustaron en ciertos intervalos en los aceros de los raíles inventivos (Marcas 'A' a 'K'). Por lo tanto, como se muestra en la Tabla 2, los aceros de los raíles inventivos incluían una estructura perlítica que era excelente en la ductilidad y no se generó una estructura de cementita proeutectoide, una estructura de martensita, precipitados gruesos y similares, que tenían un efecto adverso sobre la ductilidad de raíles de acero, en comparación con los aceros de los raíles comparativos 1 (Marcas 'a' a 'k'). Con respecto a las Marcas 'g' e 'i' de los raíles comparativos 1, dado que la cantidad añadida de Ti o V estaba por debajo del intervalo definido en la presente invención, carecían de la densidad de precipitados que suprimía el crecimiento de granos austeníticos. Por lo tanto, la mejora en la ductilidad fue débil.
- Con respecto a los aceros de los raíles comparativos 2 (Marcas 'l' a 'q'), las cantidades de C, Si, Mn, Ti, V y N estaban en los intervalos de la presente invención. Además, los aceros de raíles de las Marcas 'l' a 'q' tenían las mismas cantidades de C, Si, Mn y N que los aceros de raíles de las Marcas 'A', 'C', 'G', 'H', 'L' y 'M', respectivamente. Sin embargo, como se muestra en la Tabla 3, los aceros de raíles de las Marcas 'l' a 'q' tenían relaciones de las cantidades añadidas de V a Ti que eran valores de V/Ti fuera del intervalo definido por la presente invención. Por lo tanto, la temperatura de generación de los precipitados basados en V era diferente de la temperatura de generación de los precipitados basados en Ti; y de esa manera no se pudieron generar los mismos precipitados que en el acero de la invención, incluso cuando se utilizaron tensiones introducidas durante el laminado de acabado final del laminado en caliente. Como resultado, no se pudo controlar suficientemente el crecimiento de granos austeníticos; y de esa manera no se mejoró la ductilidad. El alargamiento total se mejoró en 5% o más en raíles que tenían valores de V/Ti en un intervalo de 5 a 20, en comparación con raíles que tenían los mismos componentes excepto Ti y V y valores de V/Ti fuera de un intervalo de 5 a 20. Específicamente, cuando se comparan Marca 'A' y Marca 'l', Marca 'C' y Marca 'm', Marca 'G' y Marca 'n', Marca 'H' y Marca 'o', Marca 'L' y Marca 'p', y Marca 'M' y Marca 'q', respectivamente, los alargamientos totales se mejoran en 5% o más en la velocidad de alargamiento.
- A continuación, se fabricaron los raíles de los Nros. 1 a 8 de la Tabla 4 por el método siguiente.
- Los tochos para el laminado del raíl de las Marcas 'A', 'B', 'D', 'G', 'T', 'K', 'L' y 'M' que se muestran en la Tabla 1 se sometieron a laminado en caliente a las temperaturas de laminado de acabado (FT) de la Tabla 4. Por otra parte, las sumas de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas se establecieron en 25% con respecto a todos los raíles.
- Con respecto a todos los raíles, las temperaturas de laminado de acabado (FT) en el proceso de laminado de acabado se controlaron en un intervalo que cumplía  $T_c - 25 \leq FT \leq T_c + 25$  con respecto a los valores  $T_c$  calculados por la fórmula (2).

Como se muestra en la Tabla 4, los alargamientos totales se mejoraron en el caso de que los valores de FT estuvieran ajustados en un intervalo de  $(T_c - 25 \leq FT \leq T_c + 25)$  definido por la fórmula (3), en comparación con los de los raíles

de la Tabla 1, cuyos valores de FT estaban fuera del intervalo definido por la presente invención.

Tabla 4

N°	Marca	Composición química (% en masa)			T <sub>c</sub> -25	Valor T <sub>c</sub>	T <sub>c</sub> +25	Temperatura de laminado de acabado FT (°C)	Alargamiento total (%)
		C	Ti	V					
1	A	0,88	0,009	0,12	999	1.024	1.049	1.010	14,9
2	B	1,38	0,008	0,07	994	1.019	1.044	1.040	7,3
3	D	1,20	0,010	0,15	1.029	1.054	1.079	1.050	9,4
4	G	1,01	0,002	0,02	891	916	941	940	12,3
5	I	1,27	0,001	0,007	884	909	934	890	8,3
6	K	1,14	0,007	0,09	976	1.001	1.026	1.020	10,6
7	L	1,06	0,007	0,04	964	989	1.014	970	12,6
8	M	0,95	0,006	0,12	961	986	1.011	1.000	14,1
Suma de reducciones del área en sección transversal en las últimas 2 pasadas: 25%									

A continuación, se fabricaron los raíles de los Nros. 9 a 15 de la Tabla 5 por el método siguiente.

- 5 Los tochos para el laminado del raíl de Marcas 'C', 'E', 'F', 'H', 'J', 'L' y 'M' mostrados en la Tabla 1 se sometieron a laminado en caliente a las temperaturas de laminado de acabado (FT) y las sumas de reducciones del área en sección transversal (FR) en las últimas dos pasadas de la Tabla 5.

- 10 Con respecto a todos los raíles, las temperaturas de laminado de acabado (FT) en el proceso de laminado de acabado estaban en un intervalo que cumplía  $T_c - 25 \leq FT \leq T_c + 25$  con respecto a los valores  $T_c$  calculados por la fórmula (2). Además, las sumas de reducciones del área en sección transversal (FR) en las últimas dos pasadas se controlaron en un intervalo que cumplía  $R_c - 5 \leq FT \leq R_c + 5$  con respecto a los valores  $R_c$  calculados por la fórmula (4).

Como se muestra en la Tabla 5, los alargamientos totales se mejoraron aún más ajustando las temperaturas de laminado de acabado (FT) en el intervalo definido por la presente invención y controlando las sumas de reducciones del área transversal (FR) en las últimas dos pasadas en el intervalo definido por la fórmula (5).

15

Tabla 5

N°	Marca	Composición química (% en masa)			T <sub>c</sub> -25	Valor T <sub>c</sub>	T <sub>c</sub> +25	Temperatura de laminado de acabado FT (°C)	R <sub>c</sub> -5	Valor R <sub>c</sub>	R <sub>c</sub> +5	Suma de reducciones del área transversal en las últimas dos pasadas FR (%)	Alargamiento total (%)
		C	Ti	V									
9	C	1,05	0,01	0,18	1.029	1.054	1.079	1.030	7	12	17	16	12,0
10	E	1,26	0,006	0,07	963	988	1.013	970	9	14	19	15	9,2
11	F	0,92	0,005	0,09	941	966	991	950	13	18	23	23	14,0
12	H	1,12	0,01	0,14	1.024	1.049	1.074	1.030	7	12	17	16	11,7
13	J	0,98	0,009	0,18	1.013	1.038	1.063	1.050	8	13	18	8	13,7
14	L	1,06	0,007	0,04	964	989	1.014	1.010	11	16	21	19	12,7
15	M	0,95	0,006	0,12	961	986	1.011	980	12	17	22	20	14,4

De acuerdo con la presente invención, los contenidos de C, Si, Mn, Ti, V y N se ajustan en ciertos intervalos y, además, la relación de las cantidades añadidas de V a Ti se ajusta en el intervalo de la fórmula (1). De esa manera se suprime el crecimiento de granos austeníticos (refinamiento de la estructura perlítica). Como resultado, resulta posible mejorar la ductilidad y se pueden fabricar establemente raíles que incluyen una estructura perlítica que es excelente en la ductilidad. Adicionalmente, en el proceso de laminado en caliente de un tocho que tiene una relación de las cantidades añadidas de V a Ti que se ajusta en el intervalo de la fórmula (1), la temperatura de laminado de acabado (FT) se controla en un intervalo que cumple  $T_c - 25 \leq FT \leq T_c + 25$  con respecto al valor  $T_c$  calculado por la fórmula (2), y la suma de reducciones del área en sección transversal (FR) en las últimas dos pasadas se controla en un intervalo que cumple  $R_c - 5 \leq FR \leq R_c + 5$  con respecto al valor de  $R_c$  calculado por la fórmula (4). De esa manera se pueden fabricar establemente raíles que incluyen una estructura perlítica que es de ductilidad aún más superior.

#### Aplicabilidad industrial

El raíl de acero perlítico con alto contenido de carbono de la presente invención incluye una gran cantidad de para mejorar la resistencia al desgaste. Sin embargo, dado que se mejora la ductilidad, se puede lograr una mejora de la vida útil. Por lo tanto, el raíl de acero perlítico con alto contenido de carbono de la presente invención puede aplicarse preferiblemente a raíles para vías férreas de transporte de carga pesada.

## REIVINDICACIONES

1. Un raíl de acero perlítico con alto contenido de carbono que tiene excelente ductilidad, que consiste en: en términos de porcentaje en masa,

C: más de 0,85% a 1,40%;

5 Si: 0,10% a 2,00%;

Mn: 0,10% a 2,00%;

Ti: 0,003% a 0,01%;

V: 0,005% a 0,20%;

N: menos de 0,0040%;

10 opcionalmente uno o más seleccionados del grupo que consiste en: en términos de porcentaje en masa, Nb: 0,002% a 0,050%, Cr: 0,05% a 2,00%, Mo: 0,01% a 0,50%, Co: 0,10% a 2,00%, Cu: 0,05% a 1,00%, Ni: 0,01% a 1,00%, Mg: 0,0005% a 0,0200%, Ca: 0,0005% a 0,0150%, Al: 0,0050% a 1,00%, Zr: 0,0001% a 0,2000%, P: 0,035% o menos y S: 0,035% o menos,

siendo el resto Fe e impurezas inevitables,

15 en donde los contenidos de Ti y V cumplen la siguiente fórmula (1), y

una parte de la cabeza del raíl tiene una estructura perlítica.

$$5 \leq [V (\% \text{ en masa})] / [Ti (\% \text{ en masa})] \leq 20 \dots \dots \text{Fórmula (1)}.$$

2. El raíl de acero perlítico con alto contenido de carbono que tiene excelente ductilidad de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende: en términos del porcentaje en masa,

20 uno o más seleccionados del grupo que consiste en Nb: 0,002% a 0,050%, Cr: 0,05% a 2,00%, Mo: 0,01% a 0,50%, Co: 0,10% a 2,00%, Cu: 0,05% a 1,00%, Ni: 0,01% a 1,00%, Mg: 0,0005% a 0,0200%, Ca: 0,0005% a 0,0150%, Al: 0,0050% a 1,00%, Zr: 0,0001% a 0,2000%.

3. El raíl de acero perlítico con alto contenido de carbono que tiene excelente ductilidad de acuerdo con la reivindicación 1 ó 2,

25 en el que el diámetro de granos promedio de los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V o los precipitados complejos de Ti-V está en un intervalo de 10 nm a 100 nm,

en el que los tamaños de los precipitados se miden por el método siguiente: se prepara una probeta de réplica extraída o una muestra de película fina de una parte arbitraria de un acero de raíl, la muestra se observa usando un microscopio electrónico de transmisión,

30 en el caso de que un precipitado sea casi realmente esférico, el diámetro de una bola que tiene la misma área que el precipitado se considera como el diámetro de granos promedio,

en el caso de que un precipitado no sea esférico, sino elipsoidal o paralelepípedo rectangular, el valor promedio de un diámetro largo y un diámetro corto se considera como el diámetro de granos promedio; y

35 en el que la densidad de los precipitados basados en Ti, los precipitados basados en V o los precipitados complejos de Ti-V está en un intervalo de 50.000 precipitados a 500.000 precipitados por 1 mm<sup>2</sup>,

en el que la densidad de los precipitados se mide por el método siguiente:

se prepara una probeta de réplica extraída o una muestra de película fina de una parte arbitraria de un acero de raíl, la muestra se observa usando un microscopio electrónico de transmisión, la cantidad de precipitados que tienen tamaños de 10 nm a 100 nm se mide a un área de 1000 μm<sup>2</sup> o mayor, y el resultado se convierte al número por

40 unidad de área.

4. Un método para fabricar un raíl perlítico que tiene excelente ductilidad, comprendiendo el método someter a un tocho a laminado en caliente,

45 en el que el tocho consiste en: en términos de porcentaje en masa, C: más de 0,85% a 1,40%, Si: 0,10% a 2,00%, Mn: 0,10% a 2,00%, Ti: 0,003% a 0,01%, V: 0,005% a 0,20%, N: menos de 0,0040%, opcionalmente uno o más seleccionados del grupo que consiste en: en términos de porcentaje en masa, Nb: 0,002% a 0,050%, Cr: 0,05% a 2,00%, Mo: 0,01% a 0,50%, Co: 0,10% a 2,00%, Cu: 0,05% a 1,00%, Ni: 0,01% a 1,00%, Mg: 0,0005% a 0,0200%,

Ca: 0,0005% a 0,0150%, Al: 0,0050% a 1,00%, Zr: 0,0001% a 0,2000%, P: 0,035% o menos y S: 0,035% o menos, siendo el resto Fe e impurezas inevitables, y los contenidos de Ti y V cumplen la siguiente fórmula (1); y

- 5 el laminado de acabado del laminado en caliente se lleva a cabo bajo condiciones en las que la temperatura de laminado de acabado (FT, °C) se fija en un intervalo representado por la siguiente fórmula (3) con respecto a un valor (T<sub>c</sub>) representado por la siguiente fórmula (2) que incluye un contenido de C ([C], % en masa), un contenido de V ([V], % en masa) y un contenido de Ti ([Ti], % en masa) del tocho.

$$5 \leq [V \text{ (\% en masa)}] / [Ti \text{ (\% en masa)}] \leq 20 \dots\dots \text{Fórmula (1)}.$$

$$T_c = 850 + 35x[C] + 1,35x 10^4x[Ti] + 180x[V] \dots\dots \text{Fórmula (2)}$$

$$T_c - 25 \leq FT \leq T_c + 25 \dots\dots \text{Fórmula (3)}$$

- 10 5. El método para fabricar un raíl perlítico que tiene excelente ductilidad, de acuerdo con la reivindicación 4, comprendiendo el tocho, en términos de porcentaje en masa,

uno o más seleccionados del grupo que consiste en Nb: 0,002% a 0,050%, Cr: 0,05% a 2,00%, Mo: 0,01% a 0,50%, Co: 0,10% a 2,00%, Cu: 0,05% a 1,00%, Ni: 0,01% a 1,00%, Mg: 0,0005% a 0,0200%, Ca: 0,0005% a 0,0150%, Al: 0,0050% a 1,00%, Zr: 0,0001% a 0,2000%.

- 15 6. El método para fabricar un raíl perlítico que tiene excelente ductilidad de acuerdo con la reivindicación 4 ó 5,

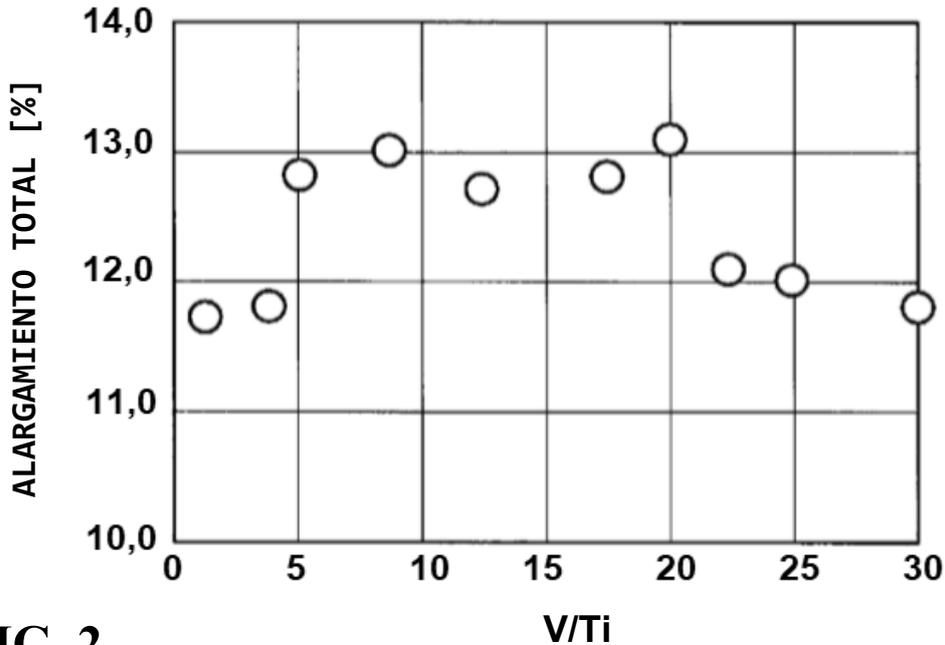
20 en el que el laminado de acabado se lleva a cabo bajo condiciones en las que una suma (FR, %) de reducciones del área en sección transversal en las últimas dos pasadas se establece en un intervalo representado por la siguiente fórmula (5) con respecto a un valor (R<sub>c</sub>) representado por la siguiente fórmula (4), que incluye un contenido de C ([C], % en masa), un contenido de V ([V], % en masa) y un contenido de Ti ([Ti], % en masa) del tocho.

$$R_c = 35 - 13x[C] - 600x[Ti] - 20x[V] \dots\dots \text{Fórmula (4)}$$

$$R_c - 5 \leq FR \leq R_c + 5 \dots\dots \text{Fórmula (5)}.$$

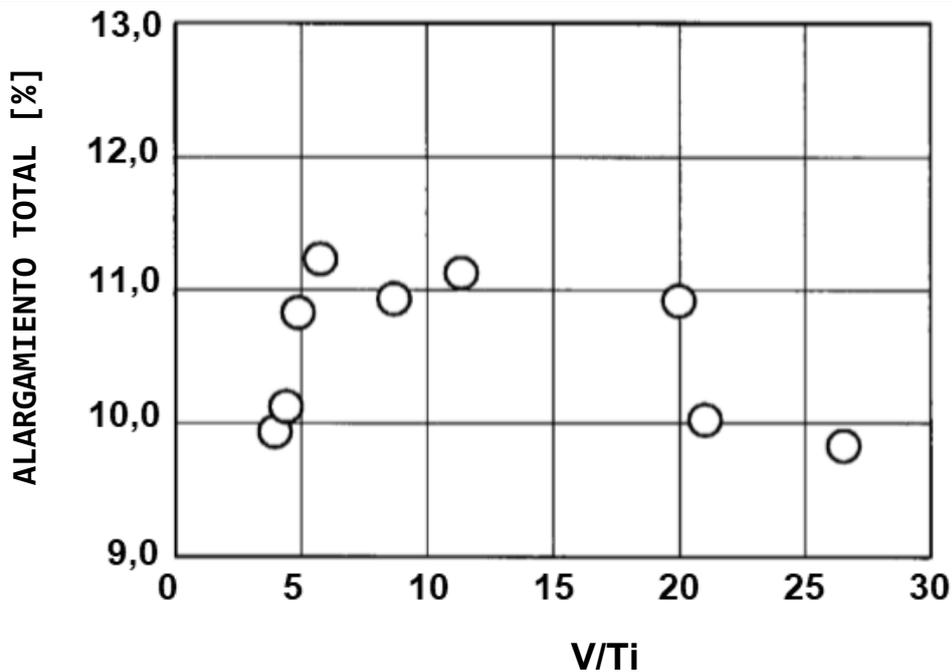
**FIG. 1**

C: 0,96%, Si: 0,40%, Mn: 0,50%, Ti: 0,004%, N: 0,0035%  
 TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO FINAL: 1000°C  
 SUMA DE REDUCCIONES DEL ÁREA TRANSVERSAL EN LAS ÚLTIMAS DOS PASADAS: 10%  
 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO ACELERADO: 10°C/s  
 TEMPERATURA DE PARADA DEL ENFRIAMIENTO ACELERADO: 570°C



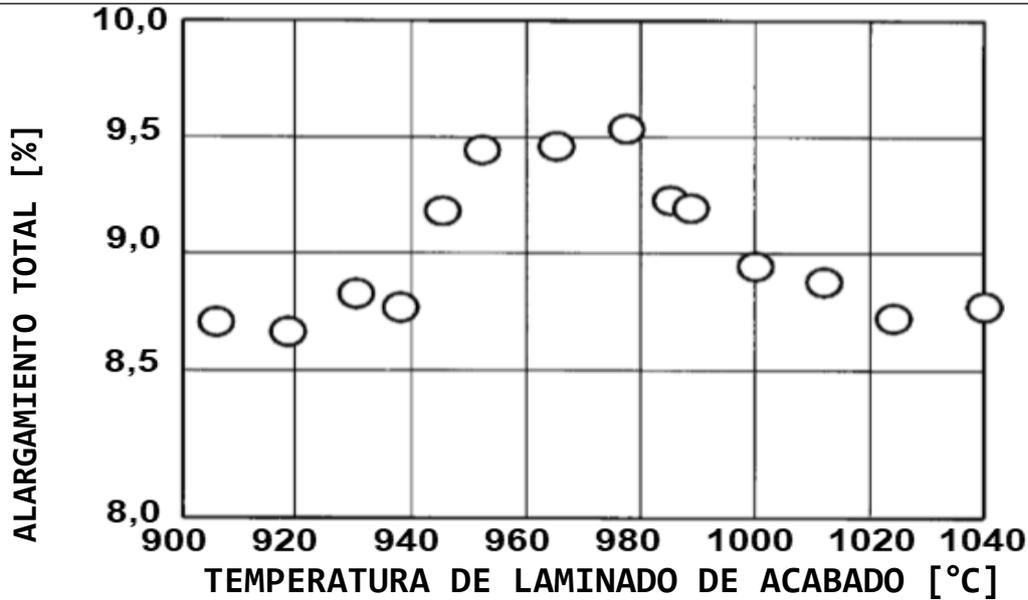
**FIG. 2**

C: 1,10%, Si: 0,64%, Mn: 0,82%, V: 0,04%, N: 0,0036%  
 TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO FINAL: 870°C  
 SUMA DE REDUCCIONES DEL ÁREA TRANSVERSAL EN LAS ÚLTIMAS DOS PASADAS: 7%  
 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO ACELERADO: 8°C/s  
 TEMPERATURA DE PARADA DEL ENFRIAMIENTO ACELERADO: 580°C



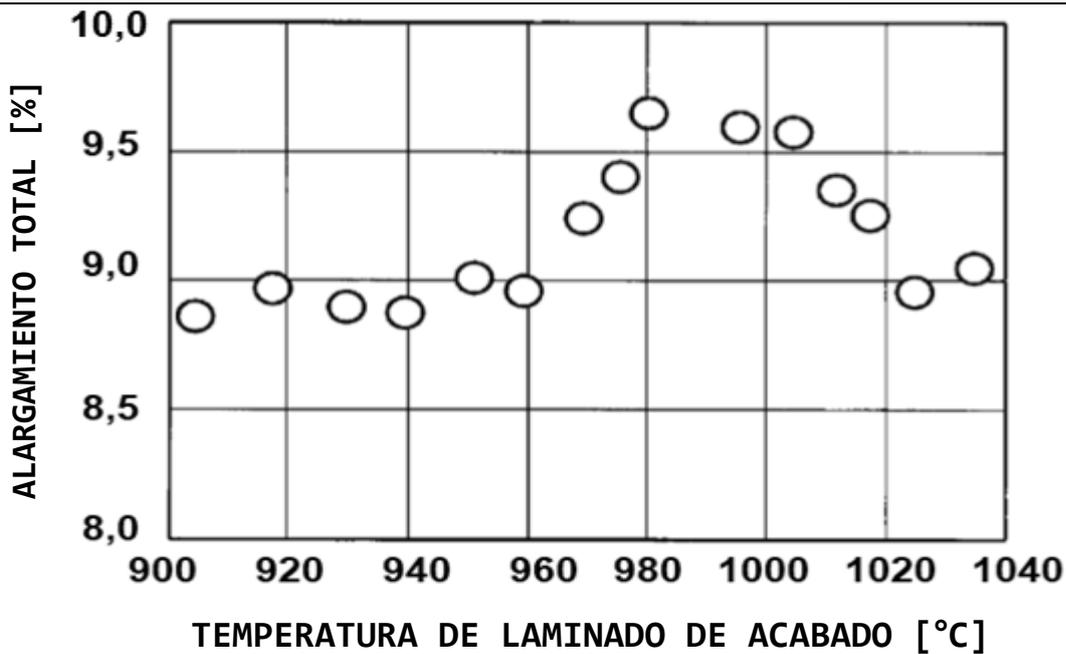
**FIG. 3**

C: 1,20%, Si: 0,50%, Mn: 0,60%, Ti: 0,005%, V: 0,04%, N: 0,0036%  
 SUMA DE REDUCCIONES DEL ÁREA TRANSVERSAL EN LAS ÚLTIMAS DOS PASADAS: 8%  
 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO ACELERADO: 6°C/s  
 TEMPERATURA DE PARADA DEL ENFRIAMIENTO ACELERADO: 600°C



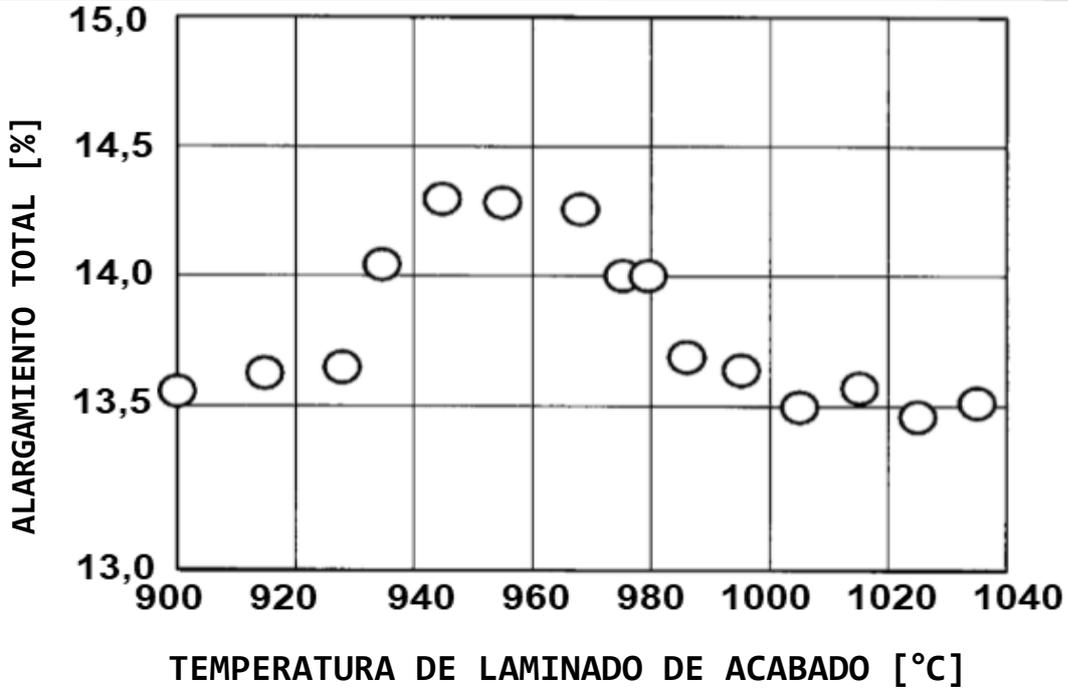
**FIG. 4**

C: 1,2%, Si: 0,90%, Mn: 0,50%, Ti: 0,007%, V: 0,055%, N: 0,0028%  
 SUMA DE REDUCCIONES DEL ÁREA TRANSVERSAL EN LAS ÚLTIMAS DOS PASADAS: 8%  
 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO ACELERADO: 7°C/s  
 TEMPERATURA DE PARADA DEL ENFRIAMIENTO ACELERADO: 580°C



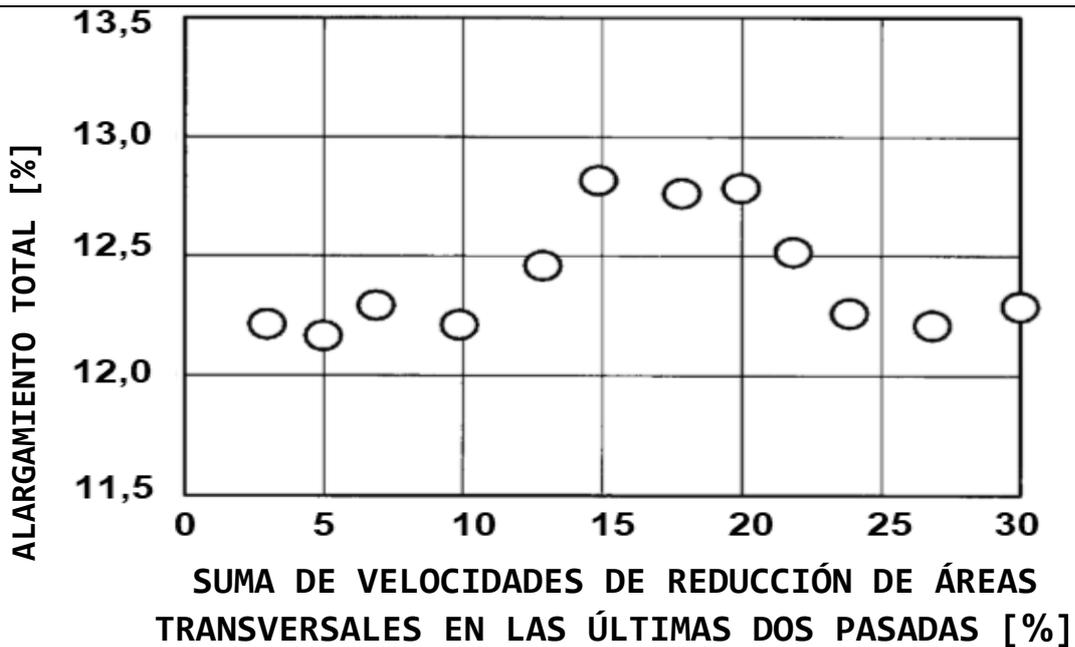
**FIG. 5**

C: 0,9%, Si: 0,40%, Mn: 0,80%, Ti: 0,005%, V: 0,04%, N: 0,0030%  
 SUMA DE REDUCCIONES DEL ÁREA TRANSVERSAL EN LAS ÚLTIMAS DOS PASADAS: 8%  
 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO ACELERADO: 5°C/s  
 TEMPERATURA DE PARADA DEL ENFRIAMIENTO ACELERADO: 630°C



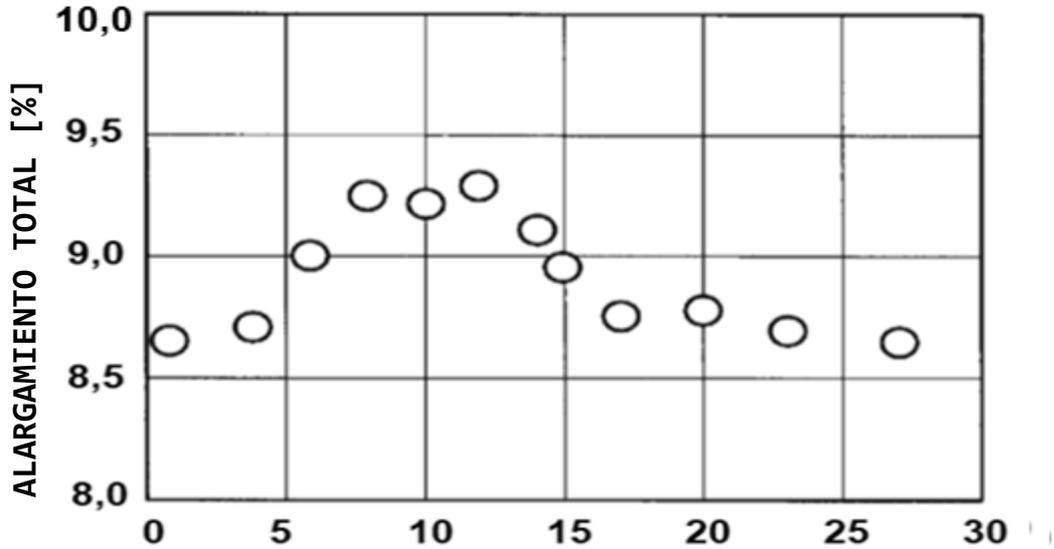
**FIG. 6**

C: 1,0%, Si: 0,50%, Mn: 0,50%, Ti: 0,006%, V: 0,08%, N: 0,0029%  
 TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO: 960°C  
 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO ACELERADO: 6°C/s  
 TEMPERATURA DE PARADA DEL ENFRIAMIENTO ACELERADO: 570°C



**FIG. 7**

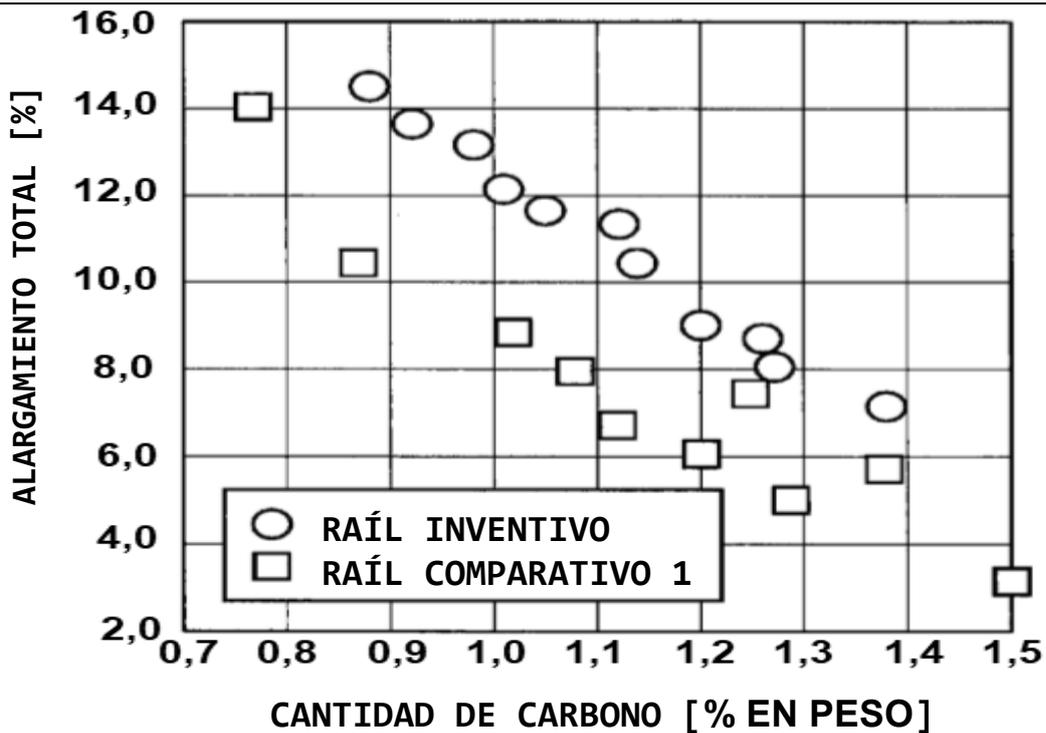
C: 1,3%, Si: 0,4%, Mn: 0,30%, Ti: 0,008%, V: 0,15%, N: 0,0023%  
 TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO: 1030°C  
 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO ACELERADO: 7°C/s  
 TEMPERATURA DE PARADA DEL ENFRIAMIENTO ACELERADO: 600°C



SUMA DE VELOCIDADES DE REDUCCIÓN DE ÁREAS  
 TRANSVERSALES EN LAS ÚLTIMAS DOS PASADAS [%]

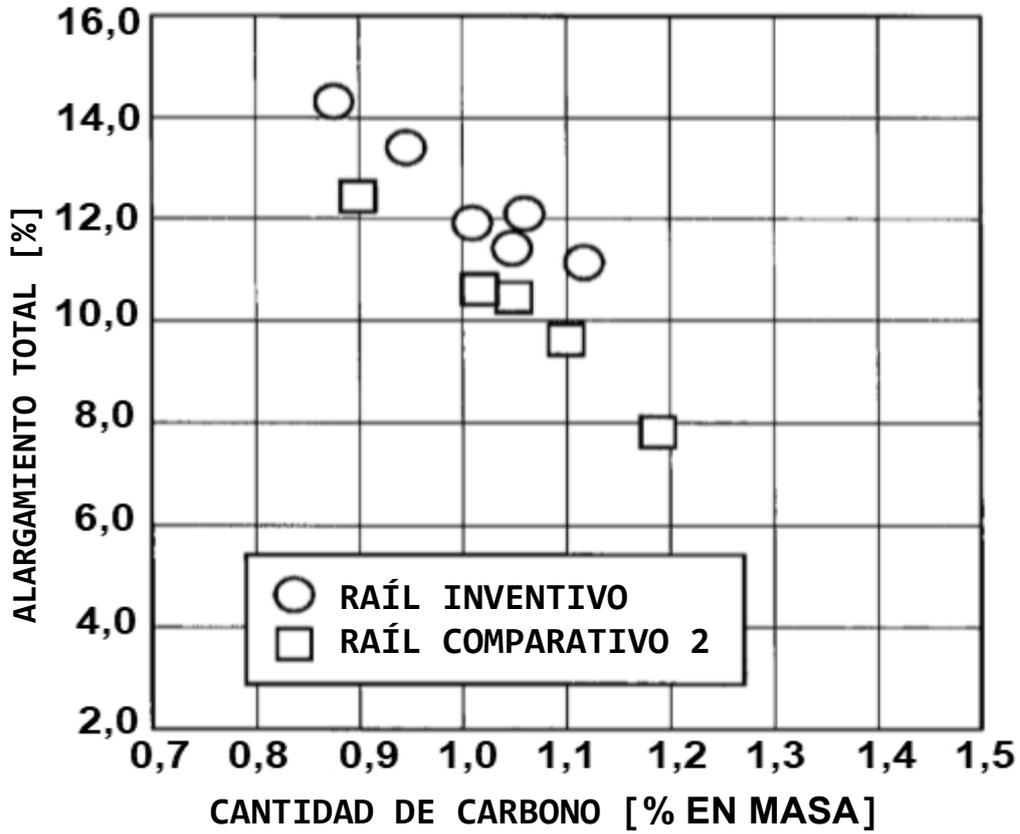
**FIG. 8**

TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO FINAL: 870°C  
 SUMA DE REDUCCIONES DEL ÁREA TRANSVERSAL EN LAS ÚLTIMAS DOS PASADAS: 27%  
 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO ACELERADO: 8°C/s  
 TEMPERATURA DE PARADA DEL ENFRIAMIENTO ACELERADO: 560°C



**FIG. 9**

TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO FINAL: 870°C  
 SUMA DE REDUCCIONES DEL ÁREA TRANSVERSAL EN LAS ÚLTIMAS DOS PASADAS: 27%  
 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO ACELERADO: 8°C/s  
 TEMPERATURA DE PARADA DEL ENFRIAMIENTO ACELERADO: 560°C



**FIG 10**

