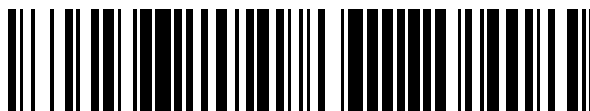


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 628 637**

51 Int. Cl.:

| | | | |
|-------------------|-----------|-------------------|-----------|
| C22C 38/50 | (2006.01) | C22C 38/06 | (2006.01) |
| C21D 1/32 | (2006.01) | C22C 38/42 | (2006.01) |
| C21D 6/00 | (2006.01) | C22C 38/44 | (2006.01) |
| F16C 33/62 | (2006.01) | | |
| F16C 33/64 | (2006.01) | | |
| C21D 9/40 | (2006.01) | | |
| C21D 9/00 | (2006.01) | | |
| C22C 38/00 | (2006.01) | | |
| C22C 38/02 | (2006.01) | | |
| C22C 38/04 | (2006.01) | | |

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **05.03.2013 PCT/JP2013/056009**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **03.10.2013 WO13146124**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **05.03.2013 E 13768602 (8)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **31.05.2017 EP 2832893**

54 Título: **Material de acero de rodamiento que tiene características superiores de fatiga a la rodadura y un método para producir el mismo**

30 Prioridad:

30.03.2012 JP 2012083067

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
03.08.2017

73 Titular/es:

**KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBESTEEL, LTD.) (100.0%)
2-4, Wakinohama-Kaigandori 2-chome, Chuo-ku
Kobe-shi, Hyogo 651-8585, JP**

72 Inventor/es:

**KAIZUKA, MASAKI;
SHINDO, YOSUKE y
FUJITA, MANABU**

74 Agente/Representante:

UNGRÍA LÓPEZ, Javier

ES 2 628 637 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

Material de acero de rodamiento que tiene características superiores de fatiga a la rodadura y un método para producir el mismo

5 La presente invención se refiere a un acero de rodamiento que es un acero para la fabricación de componentes de rodamiento utilizados para automóviles, varias máquinas industriales y similares, y que ejerce una excelente vida útil frente a la fatiga por contacto de rodadura cuando se utiliza como componente de rodamiento en particular y a un método para producir el mismo.

10 Como material de rodamiento, convencionalmente se han utilizado aceros de rodamiento de alto contenido de cromo carbono, tales como SUJ2 y los similares estipulados en JIS G 4805 (1999) para el material de rodamiento utilizado en diversos campos de automóviles, diversas máquinas industriales y similares. Sin embargo, los rodamientos tienen el problema de que, debido a que se utilizan en un entorno severo como el caso del anillo interior, anillo exterior, elemento de rodadura y similares del rodamiento de bolas, rodamiento de rodillos y similares cuya presión de la superficie de contacto es muy alta, la fractura por fatiga es susceptible de producirse a partir de un defecto muy fino (inclusiones y similares), y se requiere mantenimiento frecuente (reemplazo, inspección y similares) para prevenir la fractura por fatiga. Con respecto a este problema, se ha intentado mejorar el acero de rodamiento con el fin de aumentar la vida útil frente a la fatiga por contacto con el rodamiento y reducir el número de veces del mantenimiento descrito anteriormente.

25 Convencionalmente, se ha mejorado la prolongación de la vida útil de la vida útil frente a la fatiga por contacto del rodamiento reduciendo las inclusiones no metálicas (bibliografía de patente 1 y bibliografía de patente 2, por ejemplo). Sin embargo, la reducción de las inclusiones no metálicas industriales se está acercando al límite.

30 Por lo tanto, como método para mejorar la vida desde otros aspectos, se han propuesto la reducción de la segregación en bandas (bibliografía de patentes 3, por ejemplo) y la supresión de la formación de carburo en la sección de segregación central (bibliografía de patente 4, por ejemplo). Asimismo, en la bibliografía de patentes 5, se ha divulgado la mejora de la vida útil frente a la fatiga por contacto del rodamiento mediante la miniaturización del tamaño del grano.

35 En la bibliografía de patentes 3, la variación de la dureza causada por la segregación en bandas se reduce disminuyendo la temperatura de rodadura y aumentando la relación de forjado por compresión (60 o más) y, en la bibliografía de patentes 4, la formación de macro carburo se suprime prolongando el tiempo del tratamiento de inmersión y la vida útil se mejora. Sin embargo, debido a que estos métodos tenían restricciones en el método de rodadura y en el tamaño de rodadura, no podían considerarse métodos con un alto grado de libertad industrial y el efecto de mejora de la vida útil no podía considerarse necesariamente aumentado a un nivel deseado. Además, en la bibliografía de patentes 5, aunque el tamaño de grano se miniaturiza extendiendo el tiempo de tratamiento de globulización y aplicando endurecimiento por inducción, la prolongación del tratamiento de globulización deteriora la productividad y se limita al tratamiento de endurecimiento por inducción y, por lo tanto, no puede considerarse que el método tenga un alto grado de libertad industrial.

45 Asimismo, en la bibliografía de patentes 6, para que la capacidad de pulido a la hora de trabajar el producto para darle una forma excelente y obtener de forma estable una vida útil frente a la fatiga por contacto de rodamiento excelente, el tamaño y densidad del compuesto de nitrógeno basado en Al dispersado en acero y la relación entre el tamaño y el área de la cementita se estipulan en particular. Asimismo, en la bibliografía de patentes 7, con el fin de obtener un alambón para rodamiento que no produzca la rotura del alambre, incluso cuando se realice un trabajo de estiramiento fuerte, de modo que la relación del reducción del estiramiento supere aproximadamente al 50 % (o 70 %) y es adecuado para el trabajo de estiramiento fuerte, se propone hacer el diámetro promedio del círculo equivalente de la cementita después del recocido de globulización y la desviación estándar del mismo, una constante o menos y para suprimir la variación mediante el control de las condiciones de producción.

50 Además, en la bibliografía de patentes 8 y en la bibliografía de patentes 9 se divulgan varios aceros de rodamiento. Sin embargo, todos ellos son para controlar la forma de los precipitados, se puede observar un efecto de mejora de cierto grado, pero con el fin de mejorar aún más la vida útil frente a la fatiga de contacto con rodamiento, pero con el fin de mejorar aún más a partir de otros aspectos.

60 [Bibliografía de patentes 1] patente japonesa n.º 3889931
 [Bibliografía de patentes 2] publicación de solicitud de patente japonesa no examinada N.º 2006-63402
 [Bibliografía de patentes 3] publicación de solicitud de patente japonesa no examinada N.º 2009-84647
 [Bibliografía de patentes 4] publicación de solicitud de patente japonesa no examinada N.º Hei09 (1997)-165643
 [Bibliografía de patentes 5] publicación de solicitud de patente japonesa no examinada N.º 2007-231345
 [Bibliografía de patentes 6] publicación de solicitud de patente japonesa no examinada N.º 2011-111668
 [Bibliografía de patentes 7] publicación de patente japonesa no examinada N.º 2007-224410
 65 [Bibliografía de patentes 8] EP 1 595 966 A1
 [Bibliografía de patentes 9] US 6.383.317 B1

La presente invención se ha desarrollado en vista de las circunstancias descritas anteriormente y su objetivo es conseguir un acero de rodamiento para obtener un componente de rodamiento cuya vida útil frente a la fatiga por contacto del rodamiento se mejore adicionalmente.

- 5 El acero de rodamiento excelente en lo que respecta a las propiedades de fatiga de contacto del rodamiento de la presente invención que podría resolver el problema descrito anteriormente consiste en:

C: 0,95-1,10 % (media, % de masa, de aquí en adelante lo mismo con respecto a la composición química);

Si: 0,15-0,35%;

10 Mn: 0,2-0,50%;

Cr: 1,30-1,60%;

P: 0,025 % o menos (exclusivo del 0 %);

S: 0,025 % o menos (exclusivo del 0 %);

Ni: 0,02-0,25%;

15 Cu: 0,02-0,25%;

opcionalmente Mo: menos de 0,08 %;

Al: 0,001 %-0,050 %;

Ti: 0,0015% o menos (exclusivo del 0 %);

O: 0,001 % o menos (exclusivo del 0 %); y

20 N: 0,020 % o menos (exclusivo del 0 %), consistiendo el resto en hierro e impurezas inevitables, en el que Si (Si límite), Mn (Mn límite), Cr (Cr límite), Cu (Cu límite), Ni (Ni límite) y Mo (Mo límite) incluidos en una región de fase de matriz (región de superficie límite) desde la superficie de cementita globular a 20 nm de distancia satisfacen la fórmula (1) siguiente.

$$25 \quad 9,0 \leq 1,4 \times \text{Si límite} + 1,8 \times \text{Mn límite} + 5,5 \times \text{Cu límite} + 4,2 \times$$

$$\text{Ni límite} + 4,8 \times \text{Cr límite} + 5,5 \times \text{Mo límite} \cdots (1)$$

30 (En la fórmula (1), Si límite, Mn límite, Cu límite, Ni límite, Cr límite y Mo límite representan el contenido (% en masa) de Si, Mn, Cu, Ni, Cr y Mo, respectivamente, que están incluidos en la región de fase de matriz (región de superficie límite) desde la superficie de cementita globular a 20 nm de distancia).

La presente invención incluye un método para producir el acero de rodamiento descrito anteriormente y, en el método, el recocido de globulización se ejecuta utilizando un acero que tiene la composición química descrita anteriormente y el recocido de globulización incluye:

40 etapa de tratamiento de inmersión primario de mantenimiento a un intervalo de temperatura (T1) de (Ac1e+30)-(Ac1e+50) °C durante 2-9 horas (t1); etapa de tratamiento de inmersión secundario de mantenimiento a un intervalo de temperatura (T2) de Ac1e-(Ac1e+10) °C durante 1,5-6 horas (t2); etapa de tratamiento de inmersión terciario de mantenimiento a un intervalo de temperatura (T3) de Ac1b-(Ac1b+10) °C durante 1-3 horas (t3); y una etapa de enfriamiento del T3 a 680 °C a una velocidad de enfriamiento promedio de 10-15 °C/h;

en este orden,

45 donde Ac1e y Ac1b son los puntos de transformación obtenidos mediante el uso de THERMO-CALC SOFTWARE Ver. R (ITOCHU Techno-Solutions Corporation), especificando la cantidad de C, Si, Cr, Mn, Mo y Al del componente del acero, calculando, trabajando de este modo el diagrama de fase, especificando la cantidad de C del componente del acero y leyendo el diagrama de fases.

50 De acuerdo con la presente invención, debido a que se logra un acero de rodamiento que mejora adicionalmente la vida útil frente a la fatiga por contacto de rodadura, cuando el rodamiento obtenido utilizando el acero de rodamiento se utiliza en un entorno severo, se puede ejercer una vida útil frente a la fatiga por contacto del rodamiento excelente y se puede reducir el mantenimiento (reemplazo, inspección y similares).

[Fig. 1] La figura 1 es un diagrama de fases utilizado en el cálculo de Ac1e y Ac1b en la presente invención.

55 En el acero de rodamiento, la cementita globular se dispersa en una base martensítica y se forma una región frágil templada de forma incompleta (bainita, perlita), en la periferia de esta cementita globular. Los presentes inventores consideraron que era probable que se produjera una grieta y se propagara en esta región templada de forma incompleta y, desde el punto de vista de que la supresión de la formación de la región templada de forma incompleta descrita anteriormente fuera eficaz para prolongar la vida del rodamiento, a diferencia del caso de la técnica anterior de reducción de las inclusiones no metálicas, estudiaron medios de hormigón de los mismos.

60 En primer lugar, los presentes inventores llevaron a cabo el análisis lineal de la periferia de la cementita globular mediante FETEM, y se sabía que Cr y Mn eran los elementos mejoradores de la capacidad de templado concentrados en la cementita globular y el contenido de Cr y Mn era insuficiente en la periferia de la cementita

globular (la región de fase de la matriz que contacta con la cementita globular). Como causa de la generación de la región templada de forma incompleta descrita anteriormente, es probable que el acontecimiento de templado sea insuficiente debido a la escasez del contenido de Cr y Mn.

5 Por lo tanto, se estudió la relación del contenido de Cr, Mn y otros elementos en la región de la matriz en contacto con la cementita globular, la formación de la región templada de forma incompleta y la vida útil frente a la fatiga de contacto del rodamiento y se descubrió que, cuando Cr y Mn que eran susceptibles de ser insuficientes y Si, Cu, Ni y Mo, que tenían un factor de distribución en el equilibrio bajo y que eran susceptibles de concentrarse se realizaron para satisfacer la fórmula (1) siguiente en la región de la matriz desde la superficie de la cementita globular a la posición de 20 nm (esta región de la matriz puede denominarse a continuación "región de superficie límite"), en particular, la región de superficie límite también se templó suficientemente en el momento del templado y se pudo conseguir la prolongación de la fatiga de contacto del rodamiento.

$$9,0 \leq 1,4 \times \text{Si límite} + 1,8 \times \text{Mn límite} + 5,5 \times$$

$$\text{Cu límite} + 4,2 \times \text{Ni límite} + 4,8 \times \text{Cr límite} + 5,5 \times \text{Mo límite} \cdots (1)$$

(En la fórmula (1), Si límite, Mn límite, Cu límite, Ni límite, Cr límite y Mo límite representan el contenido (% en masa) de Si, Mn, Cu, Ni, Cr y Mo, respectivamente, que están incluidos en la región de fase de matriz (región de superficie límite) desde la superficie de cementita globular a 20 nm de distancia).

Los factores del lado derecho en la fórmula (1) anterior (denominados en lo sucesivo "valor de Di límite" se obtuvieron como se describe a continuación. Es decir, los especímenes de ensayo se tomaron de una barra de acero (60 mm de diámetro exterior) que tiene la composición química del acero números 1-14 de la Tabla 1 en los ejemplos que se describen a continuación y el ensayo de Jominy se realizó de acuerdo con el método estipulado en JIS G 0561. En ese momento, la condición de calentamiento del espécimen de ensayo era mantenerlo a 920 °C x 30 minutos. A continuación, se obtuvo para cada acero la distancia desde el extremo del espécimen de ensayo en el lado de suministro del medio refrigerante a la posición que presenta la dureza de Rockwell C 60 que era necesaria para la resistencia de los rodamientos. Asimismo, se asumió que el efecto de cada elemento podría añadirse a partir de esta distancia obtenida de cada acero y el contenido de seis elementos de Si, Mn, Cr, Cu, Ni y Mo, que se dijo que afectaban en gran medida a la capacidad de templado del acero, y el factor de cada elemento se obtuvo por el método de mínimos cuadrados.

Además, como resultado del estudio de la relación entre el valor de Di límite y la vida útil frente a la fatiga de contacto del rodadura, se descubrió que la vida útil frente a la fatiga de contacto de rodadura deseada ($1,0 \times 10^7$ veces o más) cuando se hizo que el valor Di límite fuera 9,0 o más que la fórmula (1) anterior. Cuando el valor de Di límite es inferior a 9,0, la capacidad de templado de la región de superficie límite se hace insuficiente, se forma la región templada de forma incompleta frágil, por lo que es probable que en esta región se produzca la generación y propagación de la grieta y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura disminuye extremadamente.

El valor Di de límite es, preferentemente, de 9,5 o más y, más preferentemente, de 10,0 o más.

En la presente invención, el intervalo de cada Si límite, Mn límite, Cu límite, Ni límite, Cr límite y Mo límite no están particularmente limitados y solo tiene que satisfacerse la fórmula (1) anterior.

Asimismo, los presentes inventores han descubierto que, para satisfacer la fórmula (1) con el fin de reducir la región templada de forma incompleta en la región de superficial límite, era necesario hacer que el contenido en acero de cada elemento mejorador de la capacidad de templado (Si, Mn, Cr, Cu, Ni y Mo) Cu, Ni y Mo) un intervalo predeterminado, para llevar a cabo un tratamiento de recocido de globulización predeterminado, difundir Cr y Mn en la cementita globular a la fase de matriz y suprimir la región en la que estos Mn y Cr eran insuficientes.

Más adelante, se describirá con detalle la composición química en los elementos mejoradores de la capacidad de templado descritos anteriormente y la condición de producción.

En primer lugar, se describirá la composición química para obtener la microestructura descrita anteriormente y asegurar las propiedades requeridas como un acero de rodamiento.

[C: 0,95-1,10 %]

C es un elemento indispensable para aumentar la dureza de templado, mantener la resistencia a temperatura ambiente y temperaturas altas y asegurar la resistencia al desgaste. Por lo tanto, C debe estar contenido por 0,95 % o más, preferentemente 0,98 % o más. Sin embargo, cuando la cantidad de C se hace excesivamente alta, es probable que se forme un carburo enorme, que las propiedades de fatiga de contacto a la rodadura se vean afectadas adversamente y, por lo tanto, la cantidad de C se hace que sea 1,10 % o menor, preferentemente 1,05 % o menor.

[Si: 0,15-0,35 %]

Si es un elemento útil en el refuerzo en solución sólida de la matriz, mejora la resistencia al ablandamiento por atemperado, mejora la capacidad de templado de la fase de matriz y mejora la capacidad de templado de la región de superficie límite (fija el S límite). Para ejercer tales efectos, el Si debe estar contenido por 0,15 % o más. La cantidad de Si es, preferentemente, del 0,17 % o más y, más preferentemente, del 0,20 % o más. Sin embargo, cuando la cantidad de Si se hace excesivamente alta, la trabajabilidad y maquinabilidad se deterioran extremadamente y, por lo tanto, la cantidad de Si se hace que sea de 0,35 % o menor, preferentemente de 0,33 % o menor y, más preferentemente, de 0,30 % o menor.

[Mn: 0,2-0,50 %]

El Mn es un elemento eficaz en el refuerzo en solución sólida de la matriz, mejora la capacidad de templado de la fase de matriz y mejora la capacidad de templado de la región de superficie límite (fija el Mn límite). Además, Mn también un elemento requerido para prevenir la fragilidad en caliente por S. Para ejercer tales efectos, el Mn debe estar contenido por 0,2 % o más. La cantidad de Mn es, preferentemente, del 0,25 % o más y, más preferentemente, del 0,3 % o más. Sin embargo, cuando la cantidad de Mn se hace excesivamente alta, la trabajabilidad y maquinabilidad se deterioran extremadamente y, por lo tanto, la cantidad de Mn se hace que sea de 0,50 % o menor, preferentemente de 0,45% o menor y, más preferentemente, de 0,40% o menor.

[Cr: 1,30-1,60 %]

El Cr es un elemento útil en la formación de cementita fina al estar unido a C, y asegurar la resistencia al desgaste. Además, el Cr es también un elemento útil en la mejorad e la capacidad de templado de la fase de matriz y la mejora de la capacidad de templado de la región de superficie límite (fija el Cr límite). Para ejercer tales efectos, la cantidad de Cr se hace que sea del 1.30 % o más, preferentemente 1,35% o más. Sin embargo, cuando el contenido de Cr excesivamente alto, se forma cementita gruesa, y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura disminuye adversamente. Por lo tanto, la cantidad de Cr se hace que sea del 1,60 % o menor, preferentemente de 1,55 % o menor y, más preferentemente, de 1,50 % o menor.

[P: 0,025 % o menor (exclusivo del 0 %)]

P es un elemento inevitablemente contenido como impurezas, se segrega en el límite de grano para causar fragilización, deteriora la trabajabilidad y las propiedades de fatiga de contacto a la rodadura y, por lo tanto, es preferible reducirlo tanto como sea posible. Sin embargo, debido a que la reducción extrema implica un aumento del coste de fabricación del acero, se hace que la cantidad de P sea del 0,025 % o menor, preferentemente de 0,020 % o menor (más preferentemente del 0,015 % o menor).

[S: 0,025 % o menor (exclusivo del 0 %)]

S es un elemento inevitablemente contenido como impurezas, se segrega como MnS, acorta la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura y, por lo tanto, es preferible reducirlo tanto como sea posible. Sin embargo, debido a que la reducción extrema implica un aumento del coste de fabricación del acero, se hace que la cantidad de S sea del 0,025 % o menor, preferentemente de 0,020 % o menor (más preferentemente del 0,015 % o menor).

[Ni: 0,02-0,25 %]

Ni es un elemento que tiene un bajo factor de distribución de equilibrio, que actúa como elemento que mejora la capacidad de templado de la región de superficie límite (que fija el Ni límite), incrementa la dureza y contribuye a la mejora de las propiedades de fatiga de contacto a la rodadura. Además, Ni contribuye también a la mejora de la capacidad de templado de la fase de matriz. Para ejercer tales efectos, la cantidad de Ni debe ser de 0.02 % o más, preferentemente, de 0,05 % o más y, más preferentemente, de 0,07 % o más. Sin embargo, cuando la cantidad de Ni se hace excesivamente alta, la trabajabilidad se deteriora. Por lo tanto, se hace que la cantidad de Ni sea del 0,25 % o menor, preferentemente de 0,22 % o menor y, más preferentemente, de 0,20 % o menor.

[Cu: 0,02-0,25 %]

Cu es un elemento que tiene un bajo factor de distribución de equilibrio, que actúa como elemento que mejora la capacidad de templado de la región de superficie límite (que fija el Cu límite), incrementa la dureza y contribuye a la mejora de las propiedades de fatiga de contacto a la rodadura. Además, Cu contribuye también a la mejora de la capacidad de templado de la fase de matriz. Para ejercer tales efectos, la cantidad de Cu debe ser de 0,02 % o más, preferentemente, de 0,05 % o más y, más preferentemente, de 0,07 % o más. Sin embargo, cuando la cantidad de Cu se hace excesivamente alta, la trabajabilidad se deteriora. Por lo tanto, la cantidad de Cu se hace que sea del 0,25 % o menor, preferentemente de 0,22 % o menor y, más preferentemente, de 0,20 % o menor.

[Mo: menos del 0,08 % (incluido el 0%)]

Mo es un elemento que tiene un bajo factor de distribución de equilibrio, que actúa como elemento que mejora la capacidad de templado de la región de superficie límite (que fija el Mo límite), incrementa la dureza y contribuye a la mejora de las propiedades de fatiga de contacto a la rodadura. Mo no es un elemento de adición indispensable, el límite inferior del contenido no está particularmente limitado en la medida en que se satisface la fórmula (1) anterior y

5 Mo es un elemento que puede usarse apropiadamente de acuerdo con la condición de tratamiento de globulización y la cantidad del otro elemento (Si, Cr, Mn, Ni, Cu y similares) para mejorar la capacidad de templado de la región de superficie límite. Con el fin de ejercer los efectos descritos anteriormente de Mo, es preferible que esté contenido en 0,01 % o más y, más preferentemente, 0,03 % o más. Por otra parte, cuando la cantidad de Mo se hace excesivamente alta, ayuda al agrietamiento en rodadura en caliente. Por lo tanto, la cantidad de Mo se hace que sea del 0,08 %, preferentemente de 0,07 % o menor y, más preferentemente, de 0,05 % o menor.

[Al: 0,001 %/-0,050 %]

15 Al es un elemento desoxidante, es útil para reducir la cantidad de O en el acero y reducir el óxido que afecta adversamente a la vida útil del rodamiento y, por lo tanto, se añade normalmente de forma intencionada. Para ejercer suficientemente el efecto desoxidante descrito anteriormente, la cantidad de Al debe ser de 0,001 % o más, preferentemente de más de 0,005 % y, más preferentemente, de 0,010 % o más. Sin embargo, cuando la cantidad de Al se hace excesivamente alta, las inclusiones basadas en alúmina son más gruesas y la vida útil del rodamiento se acorta. Asimismo, el efecto desoxidante descrito anteriormente se satura. Por lo tanto, la cantidad de Al se hace que sea del 0,050 % o menor, preferentemente de 0,040 % o menor y, más preferentemente, de 0,030 % o menor.

[Ti: 0,0015 % o menor (excluyendo el 0 %)]

25 Ti es un elemento nocivo que afecta en gran medida a la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura de forma adversa porque Ti está unido a N en el acero y es susceptible de formar TiN grueso. Por lo tanto, es preferible reducir el Ti lo más posible, sin embargo, debido a que la reducción extrema implica un aumento del coste de fabricación del acero, se hace que el límite superior de la cantidad de Ti sea del 0,0015 %, preferentemente 0,0010% o menor.

30 [O: 0,001 % o menor (excluyendo el 0 %)]

35 O es un elemento que ejerce un gran efecto sobre la forma de inclusiones en acero, forma inclusiones, tales como Al₂O₃, SiO₂ y similares, que afectan de forma adversa a las propiedades de fatiga de contacto a la rodadura y, por lo tanto, es preferible reducirlo tanto como sea posible. Sin embargo, debido a que la reducción extrema implica un aumento del coste de fabricación del acero, se hace que el límite superior de la cantidad de O sea del 0,001 %. La cantidad de O es, preferentemente, de 0,0008 % o menor y, más preferentemente, de 0,0006 % o menor.

[N: 0,020 % o menor (excluyendo el 0 %)]

40 N es una de las impurezas, la trabajabilidad en caliente se deteriora cuando la cantidad de N llega a ser excesivamente alta y es posible que se produzca un defecto en la producción de acero. Asimismo, N está unido a Ti que está presente como impurezas inevitables, forma nitruro que es dañino para las propiedades de fatiga de contacto a la rodadura y posiblemente afecta de forma adversa a la propiedad de la fatiga del rodamiento. Por lo tanto, se hace que la cantidad de N sea del 0,020 % o menor, preferentemente de 0,015 % o menor y, más preferentemente, de 0,010 % o menor.

El componente del acero de la presente invención es como se ha descrito anteriormente y el resto consiste en hierro e impurezas inevitables.

50 [Condición de producción]

Con el fin de obtener un acero de rodamiento que tenga la región de superficie límite estipulada como se ha descrito anteriormente, es necesario utilizar el acero de la composición química descrito anteriormente y realizar el recocido de globulización en el proceso de producción con la condición descrita más adelante.

55 En el recocido de globulización de la técnica anterior, el material laminado en caliente o forjado en caliente descrito anteriormente se calentó durante 2-8 horas en el intervalo de temperatura de 780-800 °C, después se enfrió a 680 °C con la velocidad de enfriamiento de 10- 15 °C/h y, a continuación, se enfrió al aire atmosférico, y se dispersó la cementita globular. Sin embargo, como resultado, Cr y Mn permanecieron en la cementita globular que precipitó durante el enfriamiento y no se difundieron al lado de la fase de la matriz, Cr y Mn de la región de superficie límite resultaron insuficientes y no se satisfizo la fórmula (1) anterior.

Por otra parte, en la presente invención, ejecutando el recocido de globulización de manera que incluya:

65 etapa de tratamiento de inmersión primario: manteniendo a un intervalo de temperatura de (Ac1e+30)-(Ac1e+50) °C durante 2-9 horas,

etapa de tratamiento de inmersión secundario: manteniendo a un intervalo de temperatura de $Ac1e-(Ac1e+10)$ °C durante 1,5-6 horas,

etapa de tratamiento de inmersión terciaria: manteniendo a un intervalo de temperatura de $Ac1b-(Ac1b+10)$ °C durante 1-3 horas, y

5 una etapa de enfriamiento a 680 °C con una velocidad de enfriamiento promedio de 10-15 °C/h después de la etapa de tratamiento de inmersión terciario,

en este orden, Cr y Mn en la cementita globular se precipitó en cada intervalo de temperatura de las etapas de tratamiento de inmersión primario-terciario pueden difundirse suficientemente al lado de la fase de matriz, y el Cr y Mn de la región de superficie límite (Cr límite y Mn límite) se puede asegurar lo suficiente. Asimismo, Si, Cu, Ni y Mo de la región de superficie límite (Si límite, Cu límite, Ni límite y Mo límite) se pueden asegurar sin que difundan al lado de la fase de matriz y, como resultado, se puede satisfacer la fórmula (1).

15 Más adelante, se describirá con detalle la razón para estipular la condición de producción descrita anteriormente.

[tratamiento de inmersión primario: manteniendo a un intervalo de temperatura (T1) de $(Ac1e+30)-(Ac1e+50)$ °C durante 2-9 horas (t1)]

20 Cuando la temperatura de inmersión T1 en el tratamiento de inmersión primario es inferior a $(Ac1e + 30)$ °C o cuando el tiempo de inmersión t1 en el tratamiento de inmersión primario es inferior a 2 horas, Cr y Mn en la cementita globular no pueden difundirse suficientemente, el Cr límite y el Mn límite se hacen insuficientes y no se satisface la fórmula (1) anterior. Por lo tanto, se hace que T1 sea $(Ac1e+30)$ °C o superior, preferentemente $(Ac1e+35)$ °C o superior. Asimismo, se hace que t1 sea de 2 horas o más, preferentemente 4 horas o más.

25 Por otra parte, cuando T1 supera $(Ac1e+50)$ °C o cuando t1 es demasiado larga, Si, Ni, Cu y Mo concentrados en la región de superficie límite se difunden al lado de la fase de matriz, Si límite, Ni límite, el Cu límite y el Mo límite se reducen y no se satisface la fórmula (1) anterior. Por lo tanto, se hace que T1 sea $(Ac1e+50)$ °C o inferior, preferentemente $(Ac1e+45)$ °C o inferior. Asimismo, se hace que t1 sea de 9 horas o menos, preferentemente 7 horas o menos.

30 Además, Ac1e (punto) descrito anteriormente y Ac1b (punto) descrito más adelante son los puntos de transformación obtenidos mediante el uso de THERMO-CALC SOFTWARE Ver. R (ITochu Techno-Solutions Corporation), especificando la cantidad de C, Si, Cr, Mn, Mo y Al del componente del acero, calculando, trabajando de este modo dicho diagrama de fases como en la figura 1, especificando la cantidad de C del componente del acero y leyendo el diagrama de fases.

35 [tratamiento de inmersión secundario: manteniendo a un intervalo de temperatura (T2) de $(Ac1e-(Ac1e+10))$ °C durante 1,5-6 horas (t2)]

40 Cuando la temperatura de inmersión T2 en el tratamiento de inmersión secundario es inferior a Ac1e o cuando el tiempo de inmersión t2 es inferior a 1,5 horas, El Cr y el Mn en la cementita globular precipitados en la zona de dos fases de austenita (γ)+cementita (θ), como se muestra en la figura 1 anterior no se pueden difundir suficientemente al lado de fase de matriz, el Cr límite y el Mn límite se hacen insuficientes y no se satisface la fórmula (1) anterior. Por lo tanto, se hace que T2 sea Ac1e o superior, preferentemente $(Ac1e+2)$ °C o superior. Asimismo, se hace que t2 sea de 1,5 horas o más, preferentemente 1,7 horas o más.

50 Por otra parte, cuando T2 supera $(Ac1e+10)$ °C, el Cr y el Mn en la cementita globular precipitados hasta el punto Ac1e no se pueden difundir suficientemente al lado de la fase de matriz, el Cr límite y el Mn límite se hacen insuficientes y no se satisface la fórmula (1) anterior. Por lo tanto, se hace que T2 sea $(Ac1e+10)$ °C o inferior, preferentemente $(Ac1e+8)$ °C o inferior.

55 Asimismo, cuando t2 supera las 6 horas, Si, Ni, Cu y Mo concentrados en la región de superficie límite se difunden al lado de la fase de matriz, Si límite, Ni límite, el Cu límite y el Mo límite se reducen y no se satisface la fórmula (1) anterior. Por lo tanto, se hace que t2 sea de 6 horas o menos, preferentemente 4 horas o menos.

[Tratamiento de inmersión terciario: manteniendo a un intervalo de temperatura (T3) de $(Ac1b-(Ac1b+10))$ °C durante 1-3 horas (t3)]

60 Cuando la temperatura de inmersión T3 en el tratamiento de inmersión terciario es inferior a Ac1b o cuando el tiempo de inmersión t3 es inferior a 1 hora, el Cr y el Mn en la cementita globular precipitados en la zona de tres fases de austenita (γ)+ferrita (θ)+cementita (θ), como se muestra en la figura 1 anterior no se pueden difundir suficientemente al lado de fase de matriz, el Cr límite y el Mn límite se hacen insuficientes y no se satisface la fórmula (1) anterior. Por lo tanto, se hace que T3 sea Ac1b o superior, preferentemente $(Ac1b+2)$ °C o superior. Asimismo, se hace que t3 sea de 1 hora o más, preferentemente 1,5 horas o más.

65 Por otra parte, cuando T3 supera $(Ac1b+10)$ °C, el Cr y el Mn en la cementita globular precipitados hasta el punto

Ac1b no se pueden difundir suficientemente, el Cr límite y el Mn límite se hacen insuficientes y se hace difícil satisfacer la fórmula (1) anterior. Por lo tanto, se hace que T3 sea (Ac1b+10) °C o menor. T3 es, preferentemente, (Ac1b+8) °C o menor.

- 5 Asimismo, cuando t3 supera las 3 horas, Si, Ni, Cu y Mo concentrados en la región de superficie límite se difunden al lado de la fase de matriz, Si límite, Ni límite, el Cu límite y el Mo límite se reducen y no se satisface la fórmula (1) anterior. Por lo tanto, se hace que t3 sea de 3 horas o menos, preferentemente 2 horas o menos.

[Velocidad de enfriamiento promedio de T3 a 680 °C: 10-20 °C/h]

- 10 Después de la etapa de tratamiento de inmersión terciario, cuando la velocidad de enfriamiento promedio de T3 descrito anterior por encima de 680 °C es menor que 10 °C/h, Si, Ni, Cu y Mo concentrados en la región de superficie límite se difunden al lado de la fase de matriz, Si límite, Ni límite, el Cu límite y el Mo límite se reducen y no se satisface la fórmula (1) anterior. Por lo tanto, se hace que la velocidad de enfriamiento promedio descrita anteriormente sea de 10 °C/h o más, preferentemente de 12 °C/h o más. Por otra parte, cuando la velocidad de enfriamiento promedio descrita anteriormente supera los 20 °C/h, Cr y Mn en la cementita globular no pueden difundirse suficientemente, el Cr límite y el Mn límite se hacen insuficientes y no se satisface la fórmula (1) anterior. Por tanto, se hace que la velocidad de enfriamiento promedio descrita anteriormente sea de 20 °C/h o menos, preferentemente de 18 °C/h o menos.

- 20 Asimismo, en la medida en que el inmersión se realiza en el intervalo descrito anteriormente, la velocidad de enfriamiento promedio en el enfriamiento desde la temperatura de inmersión primaria T1 descrita anteriormente a la temperatura de inmersión secundaria T2 (CR1) y la velocidad de enfriamiento promedio en el enfriamiento desde la temperatura de inmersión secundaria T2 a la temperatura de inmersión terciaria T3 (CR2) no están particularmente limitados. Sin embargo, desde el punto de vista de la restricción de instalaciones y la productividad, CR1 y CR2 descritos anteriormente están, preferentemente, dentro del intervalo de 60 °C/h-180 °C/h.

- 25 Aunque la velocidad de enfriamiento hasta la temperatura ambiente después del enfriamiento a 680 °C descrita anteriormente no está particularmente limitada, desde el punto de vista de mejorar la productividad, es preferente el enfriamiento natural (enfriamiento al aire atmosférico).

- 30 Aunque el acero de la presente invención se somete a recocido de globulización como se ha descrito anteriormente, se trabaja después hasta obtener una forma de componente predeterminada, a continuación se temple y se atempera, y se fabrica hasta obtener un componente de rodamiento y similares, la forma en la etapa del acero incluye cualquiera de dicha forma de alambre y forma de barra que son aplicables a dicha fabricación, y el tamaño de la misma se puede determinar apropiadamente también de acuerdo con el producto final.

[Ejemplos]

- 40 Aunque la presente invención se explicará a continuación más específicamente haciendo referencia a ejemplos, la presente invención no está limitada por los ejemplos siguientes, es cuestión de rutina que la presente invención pueda implementarse también con modificaciones que se añaden apropiadamente dentro del alcance adaptable a los fines descritos anteriormente y más adelante, y cualquiera de ellos debe incluirse dentro del abanico técnico de la presente invención.

- 45 Se calentó un tocho con la composición química mostrada en la tabla 1 a 1.100-1.300 °C en un horno de calentamiento y, a continuación, se ejecutó una laminación de desbaste a 900-1.200 °C. Después, se ejecutó laminación en caliente a 830-1.100 °C y se obtuvo un acero (material laminado) con un diámetro predeterminado (65 mm de diámetro). Asimismo, la cantidad de Mo subrayada en la Tabla 1 expresa la cantidad de Mo mezclada inevitablemente.

- 50 A continuación, usando el acero obtenido, se ejecutó recocido de globulización (tratamiento térmico). En el recocido de globulización, el acero se calentó con la condición de tratamiento térmico (temperatura/tiempo) mostrada en la Tabla 2 o la Tabla 3 desde la temperatura ambiente hasta T1, con una velocidad de aumento de la temperatura promedio de 50-150 °C/h, se mantuvo a la temperatura de inmersión T1 durante el tiempo de inmersión t1, después se enfrió hasta la temperatura de inmersión T2, se mantuvo a la temperatura de inmersión T2 durante el tiempo de inmersión t2, después se enfrió hasta la temperatura de inmersión T3, se mantuvo a la temperatura de inmersión T3 durante el tiempo de inmersión t3, después se enfrió desde la temperatura de inmersión T3 (de T1 en el n.º 3 que era un ejemplo comparativo y de T2 en el n.º 21, que también era un ejemplo comparativo) a 680 °C con la velocidad de enfriamiento promedio mostrada en la tabla 2 o la tabla 3 y, a continuación, se enfrió al aire atmosférico.

- 60 Asimismo, el enfriamiento de T1 a T2 y el enfriamiento de T2 a T3 descritas anteriormente se ejecutaron con la velocidad de enfriamiento promedio mostrada en la Tabla 2 o la Tabla 3.

ES 2 628 637 T3

[Tabla 1]

| N.º de acero | Composición química (% en masa) | | | | | | | | | | | | |
|--------------|---------------------------------|------|------|-------|-------|------|------|------|-------------|-------|--------|--------|--------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr | Mo | Al | Ti | O | N |
| 1 | 0,99 | 0,34 | 0,29 | 0,012 | 0,001 | 0,21 | 0,24 | 1,49 | <u>0,01</u> | 0,027 | 0,0014 | 0,0006 | 0,0098 |
| 2 | 1,01 | 0,24 | 0,23 | 0,011 | 0,004 | 0,05 | 0,06 | 1,55 | <u>0,01</u> | 0,022 | 0,0009 | 0,0007 | 0,0043 |
| 3 | 0,98 | 0,33 | 0,21 | 0,014 | 0,005 | 0,08 | 0,09 | 1,42 | <u>0,01</u> | 0,026 | 0,0013 | 0,0008 | 0,0041 |
| 4 | 0,97 | 0,16 | 0,31 | 0,013 | 0,004 | 0,08 | 0,09 | 1,51 | 0,04 | 0,023 | 0,0011 | 0,0007 | 0,0047 |
| 5 | 1,02 | 0,22 | 0,28 | 0,014 | 0,003 | 0,07 | 0,06 | 1,58 | <u>0,02</u> | 0,019 | 0,0008 | 0,0008 | 0,0051 |
| 6 | 1,04 | 0,26 | 0,33 | 0,011 | 0,004 | 0,11 | 0,05 | 1,32 | <u>0,02</u> | 0,018 | 0,0013 | 0,0009 | 0,0044 |
| 7 | 0,95 | 0,19 | 0,48 | 0,012 | 0,005 | 0,04 | 0,08 | 1,49 | 0,05 | 0,021 | 0,001 | 0,0008 | 0,0045 |
| 8 | 0,99 | 0,24 | 0,25 | 0,014 | 0,004 | 0,24 | 0,04 | 1,44 | <u>0,01</u> | 0,027 | 0,0012 | 0,0006 | 0,0072 |
| 9 | 1 | 0,25 | 0,24 | 0,014 | 0,005 | 0,03 | 0,07 | 1,5 | <u>0,01</u> | 0,022 | 0,0009 | 0,0007 | 0,0055 |
| 10 | 1,01 | 0,28 | 0,25 | 0,011 | 0,004 | 0,06 | 0,23 | 1,48 | <u>0</u> | 0,021 | 0,0008 | 0,0007 | 0,0038 |
| 11 | 0,96 | 0,21 | 0,26 | 0,011 | 0,004 | 0,12 | 0,02 | 1,44 | <u>0</u> | 0,022 | 0,0014 | 0,0008 | 0,0082 |
| 12 | 1,05 | 0,27 | 0,21 | 0,01 | 0,006 | 0,14 | 0,09 | 1,39 | 0,07 | 0,017 | 0,0009 | 0,0007 | 0,0095 |
| 13 | 1,06 | 0,31 | 0,24 | 0,012 | 0,005 | 0,08 | 0,11 | 1,52 | 0,03 | 0,024 | 0,0011 | 0,0008 | 0,0121 |
| 14 | 1,02 | 0,25 | 0,34 | 0,013 | 0,004 | 0,09 | 0,12 | 1,54 | <u>0</u> | 0,025 | 0,0008 | 0,0009 | 0,0044 |
| 15 | 1,01 | 0,12 | 0,3 | 0,014 | 0,005 | 0,07 | 0,08 | 1,41 | <u>0,01</u> | 0,019 | 0,0008 | 0,0008 | 0,0051 |
| 16 | 1,02 | 0,17 | 0,12 | 0,011 | 0,006 | 0,07 | 0,06 | 1,51 | <u>0,01</u> | 0,018 | 0,0013 | 0,0009 | 0,0044 |
| 17 | 0,98 | 0,22 | 0,25 | 0,013 | 0,004 | 0,02 | 0,02 | 1,13 | <u>0,01</u> | 0,021 | 0,001 | 0,0008 | 0,0045 |
| 18 | 1,01 | 0,28 | 0,25 | 0,023 | 0,004 | 0,08 | 0,09 | 1,5 | <u>0</u> | 0,021 | 0,0008 | 0,0008 | 0,0205 |
| 19 | 0,98 | 0,21 | 0,26 | 0,017 | 0,006 | 0,08 | 0,09 | 1,48 | 0 | 0,027 | 0,0013 | 0,0014 | 0,0051 |
| 20 | 0,97 | 0,21 | 0,21 | 0,029 | 0,005 | 0,07 | 0,12 | 1,44 | <u>0</u> | 0,022 | 0,001 | 0,0008 | 0,0051 |
| 21 | 1,02 | 0,31 | 0,24 | 0,014 | 0,028 | 0,14 | 0,12 | 1,39 | 0,07 | 0,021 | 0,0012 | 0,0007 | 0,0044 |
| 22 | 1,14 | 0,25 | 0,34 | 0,013 | 0,003 | 0,08 | 0,12 | 1,52 | 0,03 | 0,022 | 0,0009 | 0,0008 | 0,0045 |
| 23 | 0,91 | 0,26 | 0,22 | 0,014 | 0,003 | 0,09 | 0,09 | 1,54 | <u>0</u> | 0,017 | 0,0008 | 0,0009 | 0,0072 |
| 24 | 1,02 | 0,23 | 0,62 | 0,014 | 0,004 | 0,05 | 0,11 | 1,42 | 0,03 | 0,053 | 0,0008 | 0,0008 | 0,0038 |
| 25 | 1,04 | 0,24 | 0,26 | 0,011 | 0,005 | 0,05 | 0,12 | 1,32 | 0,05 | 0,025 | 0,0019 | 0,0007 | 0,0082 |
| 26 | 0,99 | 0,27 | 0,29 | 0,01 | 0,005 | 0,08 | 0,08 | 1,92 | <u>0,01</u> | 0,023 | 0,0009 | 0,0007 | 0,0047 |
| 27 | 1,01 | 0,26 | 0,25 | 0,012 | 0,005 | 0,01 | 0,03 | 1,42 | <u>0,01</u> | 0,026 | 0,0013 | 0,0008 | 0,0041 |
| 28 | 0,99 | 0,23 | 0,24 | 0,011 | 0,004 | 0,03 | 0,01 | 1,32 | <u>0,01</u> | 0,023 | 0,0011 | 0,0007 | 0,0047 |
| 29 | 1 | 0,19 | 0,25 | 0,014 | 0,005 | 0,04 | 0,04 | 1,12 | <u>0,01</u> | 0,022 | 0,001 | 0,0007 | 0,0049 |

[Tabla 2]

| N.º | N.º de acero | Condición del tratamiento térmico | Velocidad de enfriamiento promedio (°C/h) | Tratamiento de inmersión primario | | | | | Tratamiento de inmersión secundaria | | | | Tratamiento de inmersión terciario | | | | Velocidad de enfriamiento promedio a 680 °C (°C/h) |
|-----|--------------|-----------------------------------|---|-----------------------------------|--------------|---------------------|---------------|-----------|-------------------------------------|---------------------|---------------|-----------|------------------------------------|---------------------|---------------|-----|--|
| | | | | Ac1e+30 (°C) | Ac1e+50 (°C) | Temperatura T1 (°C) | Tiempo t1 (h) | Ac1e (°C) | Ac1e+10 (°C) | Temperatura T2 (°C) | Tiempo t2 (h) | Ac1b (°C) | Ac1b+10 (°C) | Temperatura T3 (°C) | Tiempo t3 (h) | | |
| 1 | 1 | A | 90 | 785 | 805 | 790 | 6 | 755 | 765 | 760 | 1,5 | 733 | 743 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 2 | 2 | A | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 3 | 2 | B | 90 | 784 | 804 | 790 | 2 | 754 | 764 | - | - | 732 | 742 | - | - | 1,5 | |
| 4 | 2 | C | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 0,5 | 732 | 742 | 740 | 0,5 | 15 | |
| 5 | 2 | D | 90 | 784 | 804 | 790 | 2 | 754 | 764 | 760 | 2 | 732 | 742 | 740 | 2 | 20 | |
| 6 | 2 | E | 90 | 784 | 804 | 770 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 7 | 2 | F | 90 | 784 | 804 | 820 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 8 | 2 | G | 90 | 784 | 804 | 790 | 1 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 9 | 2 | H | 90 | 784 | 804 | 790 | 10 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 10 | 2 | I | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 748 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 11 | 2 | J | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 768 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 12 | 2 | K | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 13 | 2 | L | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 7 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 14 | 2 | M | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 720 | 1,5 | 15 | |
| 15 | 2 | N | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 745 | 1,5 | 15 | |
| 16 | 2 | O | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 0,5 | 15 | |
| 17 | 2 | P | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 4 | 15 | |
| 18 | 2 | Q | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 5 | |
| 19 | 2 | R | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 25 | |
| 20 | 2 | S | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | - | - | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 | |
| 21 | 2 | T | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | - | - | 15 | |

| N.º | N.º de acero | Condición del tratamiento térmico | Velocidad de enfriamiento promedio (°C/h) | Tratamiento de inmersión primario | | | | Tratamiento de inmersión secundario | | | | Tratamiento de inmersión terciario | | | | Velocidad de enfriamiento promedio a 680 °C (°C/h) |
|-----|--------------|-----------------------------------|---|-----------------------------------|--------------|---------------------|---------------|-------------------------------------|--------------|---------------------|---------------|------------------------------------|--------------|---------------------|---------------|--|
| | | | | Ac1e+30 (°C) | Ac1e+50 (°C) | Temperatura T1 (°C) | Tiempo t1 (h) | Ac1e (°C) | Ac1e+10 (°C) | Temperatura T2 (°C) | Tiempo t2 (h) | Ac1b (°C) | Ac1b+10 (°C) | Temperatura T3 (°C) | Tiempo t3 (h) | |
| 22 | 2 | U | 90 | 784 | 804 | 800 | 8 | 754 | 764 | 760 | 5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 |
| 23 | 2 | V | 100 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 735 | 1,2 | 10 |
| 24 | 2 | W | 180 | 784 | 804 | 785 | 3 | 754 | 764 | 755 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 |
| 25 | 2 | X | 120 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 742 | 3 | 20 |
| 26 | 3 | A | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 |
| 27 | 3 | U | 110 | 784 | 804 | 800 | 8 | 754 | 764 | 760 | 5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 |
| 28 | 3 | V | 110 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 735 | 1,2 | 10 |
| 29 | 3 | W | 180 | 784 | 804 | 785 | 3 | 754 | 764 | 755 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 |

[Tabla 3]

| N.º | N.º de acero | Condición del tratamiento térmico | Velocidad de enfriamiento promedio (°C/h) | Tratamiento de inmersión primaria | | | | Tratamiento de inmersión secundaria | | | | Tratamiento de inmersión terciaria | | | | Velocidad de enfriamiento promedio a 680 °C (°C/h) |
|-----|--------------|-----------------------------------|---|-----------------------------------|--------------|---------------------|---------------|-------------------------------------|--------------|---------------------|---------------|------------------------------------|--------------|---------------------|---------------|--|
| | | | | Ac1e+30 (°C) | Ac1e+50 (°C) | Temperatura T1 (°C) | Tiempo t1 (h) | Ac1e (°C) | Ac1e+10 (°C) | Temperatura T2 (°C) | Tiempo t2 (h) | Ac1b (°C) | Ac1b+10 (°C) | Temperatura T3 (°C) | Tiempo t3 (h) | |
| 30 | 4 | A | 90 | 780 | 800 | 790 | 6 | 750 | 760 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 31 | 5 | A | 90 | 783 | 803 | 790 | 6 | 753 | 763 | 760 | 1,5 | 731 | 741 | 740 | 1,5 | 15 |
| 32 | 5 | X | 120 | 783 | 803 | 790 | 6 | 753 | 763 | 763 | 3 | 731 | 741 | 740 | 1,5 | 15 |
| 33 | 5 | S | 60 | 783 | 803 | 800 | 4 | 753 | 763 | 760 | 1,5 | 731 | 741 | 740 | 1,5 | 15 |
| 34 | 5 | Z | 100 | 783 | 803 | 790 | 6 | 753 | 763 | 753 | 1,5 | 731 | 741 | 731 | 1,5 | 15 |
| 35 | 5 | C | 90 | 783 | 803 | 790 | 6 | 753 | 763 | 760 | 0,5 | 731 | 741 | 740 | 0,5 | 15 |
| 36 | 6 | A | 90 | 780 | 800 | 790 | 6 | 750 | 760 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 37 | 7 | A | 90 | 780 | 800 | 790 | 6 | 750 | 760 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 38 | 8 | A | 90 | 782 | 802 | 790 | 6 | 752 | 762 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 39 | 9 | D | 90 | 783 | 803 | 790 | 2 | 753 | 763 | 760 | 2 | 731 | 741 | 740 | 2 | 20 |
| 40 | 10 | D | 90 | 783 | 803 | 790 | 2 | 753 | 763 | 760 | 2 | 731 | 741 | 740 | 2 | 20 |
| 41 | 11 | D | 90 | 781 | 801 | 790 | 2 | 751 | 761 | 760 | 2 | 731 | 741 | 740 | 2 | 20 |
| 42 | 12 | D | 90 | 782 | 802 | 790 | 2 | 752 | 762 | 760 | 2 | 730 | 740 | 740 | 2 | 20 |
| 43 | 13 | D | 90 | 785 | 805 | 790 | 2 | 755 | 765 | 160 | 2 | 733 | 743 | 740 | 2 | 20 |
| 44 | 14 | D | 90 | 783 | 803 | 790 | 2 | 753 | 763 | 760 | 2 | 731 | 741 | 740 | 2 | 20 |
| 45 | 15 | A | 90 | 780 | 800 | 790 | 6 | 750 | 760 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 46 | 16 | A | 90 | 782 | 802 | 790 | 6 | 752 | 762 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 47 | 17 | A | 90 | 780 | 800 | 790 | 6 | 750 | 760 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 48 | 18 | A | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 |
| 49 | 19 | A | 90 | 781 | 801 | 790 | 6 | 751 | 761 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 50 | 20 | A | 90 | 790 | 810 | 790 | 6 | 760 | 770 | 760 | 1,5 | 740 | 750 | 740 | 1,5 | 15 |

| N.º | N.º de acero | Condición del tratamiento térmico | Velocidad de enfriamiento promedio (°C/h) | Tratamiento de inmersión primario | | | | Tratamiento de inmersión secundaria | | | | Tratamiento de inmersión terciario | | | | Velocidad de enfriamiento promedio a 680 °C (°C/h) |
|-----|--------------|-----------------------------------|---|-----------------------------------|--------------|---------------------|---------------|-------------------------------------|--------------|---------------------|---------------|------------------------------------|--------------|---------------------|---------------|--|
| | | | | Ac1e+30 (°C) | Ac1e+50 (°C) | Temperatura T1 (°C) | Tiempo t1 (h) | Ac1e (°C) | Ac1e+10 (°C) | Temperatura T2 (°C) | Tiempo t2 (h) | Ac1b (°C) | Ac1b+10 (°C) | Temperatura T3 (°C) | Tiempo t3 (h) | |
| 51 | 21 | A | 90 | 783 | 803 | 790 | 6 | 753 | 763 | 760 | 1,5 | 73 | 741 | 740 | 1,5 | 15 |
| 52 | 22 | A | 90 | 782 | 802 | 790 | 6 | 752 | 762 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 53 | 23 | A | 90 | 784 | 804 | 790 | 6 | 754 | 764 | 760 | 1,5 | 732 | 742 | 740 | 1,5 | 15 |
| 54 | 24 | A | 90 | 780 | 800 | 790 | 6 | 750 | 760 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 55 | 25 | A | 90 | 780 | 800 | 790 | 6 | 750 | 760 | 760 | 1,5 | 731 | 741 | 740 | 1,5 | 15 |
| 56 | 26 | A | 90 | 790 | 810 | 790 | 6 | 760 | 770 | 760 | 1,5 | 738 | 748 | 740 | 1,5 | 15 |
| 57 | 27 | A | 90 | 782 | 802 | 790 | 6 | 752 | 762 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 58 | 28 | A | 90 | 783 | 803 | 790 | 6 | 753 | 763 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |
| 59 | 29 | A | 90 | 780 | 800 | 790 | 6 | 750 | 760 | 760 | 1,5 | 730 | 740 | 740 | 1,5 | 15 |

Usando el acero que se ha sometido a recocido de globulización descrito anteriormente, la determinación del contenido de cada elemento (Fe, Si, Mn, Cr, Cu, Ni, Mo) de la región de superficie límite, el cálculo del valor de D_i límite y la determinación de la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se ejecutaron como se describe más adelante.

5 [Determinación del contenido de cada elemento en la región de superficie límite]

10 El espécimen de ensayo después de sometido al recocido de globulización descrito anteriormente se cortó en la sección transversal vertical (la sección transversal paralela a la dirección de laminado), de forma que se pudo observar la posición de D (diámetro)/4, se pulió la sección transversal, la muestra se preparó mediante el método de la película fina y se ejecutó la observación de la cementita globular mediante FE-TEM (microscopio electrónico de transmisión de tipo de emisión de campo). En este momento, se realizó un análisis lineal de la cementita globular para pasar generalmente el centro del círculo de la cementita globular mediante EDX (detector de rayos X de tipo de dispersión de energía) de TEM (la condición de determinación fue como se describe a continuación) y se midió el contenido de cada elemento de Fe, Si, Mn, Cr, Cu, Ni y Mo. Este análisis se realizó para 5 piezas de cementita globular seleccionada opcionalmente, se obtuvo el valor promedio de cada elemento descrito anteriormente de la región de fase de matriz (región de superficie límite) desde la superficie de la cementita globular hasta la posición de 20 nm hasta el lado de la fase de matriz y se hizo que fuera la cantidad de Fe límite, Si límite, Mn límite, Cr límite, Cu límite, Ni límite y Mo límite, respectivamente. Asimismo, usando estos valores medidos, se obtuvo el valor del lado derecho de la fórmula (1) (valor de D_i límite).

[Condición de determinación B]

25 Aumento: 500.000 veces
Etapa de determinación: 2 nm
Longitud del análisis: 100 nm

[Determinación de la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura]

30 Después del recocido de globulización descrito anteriormente, se cortó el espécimen de ensayo con 60 mm de diámetro y 6 mm de espesor, se ejecutó templado en aceite después de calentar durante 30 minutos a 840 °C y se ejecutó el atemperado durante 120 minutos a 160 °C. A continuación, se ejecutó el pulido de acabado y se preparó el espécimen para el ensayo de la fatiga de contacto a la rodadura con empuje con la tenacidad de la superficie: 0,04 $\mu\text{m Ra}$ o menos.

35 Asimismo, con un analizador de la fatiga de contacto a la rodadura de tipo empuje, se realizó el ensayo de la fatiga de contacto a la rodadura para cada acero (espécimen de ensayo) 16 veces cada uno en la condición de velocidad de repetición: 1.500 rpm, se evaluaron la presión de la superficie de contacto: 5,3 GPa, y el número de veces de suspensión: 2×10^8 veces y vida útil frente a la fatiga L10 (el número de repetición de la deformación hasta un fallo por fatiga al 10 % de la probabilidad de fallo acumulada obtenida representando en el papel de probabilidad Weibull). En este momento, se consideró que el criterio de aceptación era $1,0 \times 10^7$ veces o más en términos de la vida útil frente a la fatiga L10 (vida útil L10).

45 Estos resultados se muestran en la tabla 4 y en la tabla 5.

[Tabla 4]

| N.º | N.º de acero | Condición del tratamiento térmico | Contenido de cada elemento de la región de superficie límite (% en masa) | | | | | | | | | | Valor Di límite | Vida útil (h)* |
|-----|--------------|-----------------------------------|--|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------|------|----------|-----------------|----------------|
| | | | Si límite | Cr límite | Mn límite | Fe límite | Cu límite | Ni límite | Mo límite | Total | | | | |
| 1 | 1 | A | 0,73 | 1,36 | 0,26 | 97,18 | 0,13 | 0,33 | 0,01 | 100 | 10,4 | 8,6E/+07 | | |
| 2 | 2 | A | 0,67 | 1,42 | 0,3 | 97,41 | 0,07 | 0,12 | 0,01 | 100 | 9,3 | 5,2E/+07 | | |
| 3 | 2 | B | 0,71 | 0,9 | 0,12 | 98,03 | 0,09 | 0,14 | 0,01 | 100 | 6,7 | 4,2E/+06 | | |
| 4 | 2 | C | 0,73 | 0,96 | 0,15 | 97,91 | 0,09 | 0,15 | 0,01 | 100 | 7,2 | 5,6E/+06 | | |
| 5 | 2 | D | 0,67 | 1,58 | 0,35 | 97,2 | 0,07 | 0,12 | 0,01 | 100 | 10,2 | 6,4E/+07 | | |
| 6 | 2 | E | 0,7 | 1,14 | 0,24 | 97,7 | 0,08 | 0,13 | 0,01 | 100 | 8 | 4,7E/+06 | | |
| 7 | 2 | F | 0,48 | 1,48 | 0,34 | 97,61 | 0,03 | 0,05 | 0,01 | 100 | 8,8 | 8,2E/+06 | | |
| 8 | 2 | G | 0,68 | 1,21 | 0,22 | 97,67 | 0,08 | 0,13 | 0,01 | 100 | 8,3 | 5,1E/+06 | | |
| 9 | 2 | H | 0,45 | 1,5 | 0,35 | 97,62 | 0,03 | 0,04 | 0,01 | 100 | 8,9 | 6,4E/+06 | | |
| 10 | 2 | I | 0,69 | 1,22 | 0,22 | 97,64 | 0,08 | 0,14 | 0,01 | 100 | 8,4 | 6,1E/+06 | | |
| 11 | 2 | J | 0,66 | 1,21 | 0,24 | 97,73 | 0,05 | 0,1 | 0,01 | 100 | 8 | 3,5E/+06 | | |
| 12 | 2 | K | 0,69 | 1,25 | 0,25 | 97,59 | 0,08 | 0,13 | 0,01 | 100 | 8,5 | 6,8E/+06 | | |
| 13 | 2 | L | 0,49 | 1,49 | 0,33 | 97,59 | 0,04 | 0,05 | 0,01 | 100 | 8,9 | 5,2E/+06 | | |
| 14 | 2 | M | 0,68 | 1,26 | 0,25 | 97,61 | 0,07 | 0,12 | 0,01 | 100 | 8,5 | 4,3E/+06 | | |
| 15 | 2 | N | 0,69 | 1,27 | 0,28 | 97,54 | 0,08 | 0,13 | 0,01 | 100 | 8,7 | 8,1E/+06 | | |
| 16 | 2 | O | 0,7 | 1,24 | 0,26 | 97,57 | 0,08 | 0,14 | 0,01 | 100 | 8,6 | 5,4E/+06 | | |
| 17 | 2 | P | 0,44 | 1,5 | 0,35 | 97,62 | 0,03 | 0,05 | 0,01 | 100 | 8,9 | 7,8E/+06 | | |
| 18 | 2 | Q | 0,44 | 1,48 | 0,36 | 97,62 | 0,03 | 0,06 | 0,01 | 100 | 8,9 | 6,9E/+06 | | |
| 19 | 2 | R | 0,69 | 1,22 | 0,23 | 97,63 | 0,08 | 0,14 | 0,01 | 100 | 8,4 | 5,2E/+06 | | |
| 20 | 2 | S | 0,7 | 1,02 | 0,2 | 97,85 | 0,08 | 0,14 | 0,01 | 100 | 7,4 | 3,3E/+06 | | |
| 21 | 2 | T | 0,69 | 1,11 | 0,22 | 97,76 | 0,08 | 0,13 | 0,01 | 100 | 7,8 | 4,5E/+06 | | |
| 22 | 2 | U | 0,55 | 1,59 | 0,37 | 97,32 | 0,05 | 0,11 | 0,01 | 100 | 9,9 | 6,1E/+07 | | |
| 23 | 2 | V | 0,69 | 1,36 | 0,26 | 97,46 | 0,08 | 0,14 | 0,01 | 100 | 9,1 | 1,8E/+07 | | |

| N.º | N.º de acero | Condición del tratamiento térmico | Contenido de cada elemento de la región de superficie límite (% en masa) | | | | | | | | Valor Di límite | Vida útil (h)* |
|-----|--------------|-----------------------------------|--|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------|-----------------|----------------|
| | | | Si límite | Cr límite | Mn límite | Fe límite | Cu límite | Ni límite | Mo límite | Total | | |
| 24 | 2 | W | 0,72 | 1,34 | 0,25 | 97,45 | 0,09 | 0,14 | 0,01 | 100 | 9,1 | 2,0E/+07 |
| 25 | 2 | X | 0,66 | 1,38 | 0,32 | 97,43 | 0,07 | 0,13 | 0,01 | 100 | 9,2 | 2,1E/+07 |
| 26 | 3 | A | 0,93 | 1,3 | 0,27 | 97,19 | 0,1 | 0,2 | 0,01 | 100 | 9,6 | 5,2E/+07 |
| 27 | 3 | U | 0,78 | 1,59 | 0,35 | 97,04 | 0,08 | 0,15 | 0,01 | 100 | 10,6 | 3,8E/+07 |
| 28 | 3 | V | 0,95 | 1,25 | 0,24 | 97,2 | 0,13 | 0,22 | 0,01 | 100 | 9,6 | 3,9E/+07 |
| 29 | 3 | W | 0,97 | 1,23 | 0,25 | 97,16 | 0,13 | 0,25 | 0,01 | 100 | 9,7 | 4,3E/+07 |

*aE+tb expresa a x 10^b.

[Tabla 5]

| N.º | N.º de acero | Condición del tratamiento térmico | Contenido de cada elemento de la región de superficie límite (% en masa) | | | | | | | | | | Valor límite | Vida útil (h)* |
|-----|--------------|-----------------------------------|--|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------|------|---------|--------------|----------------|
| | | | Si límite | Cr límite | Mn límite | Fe límite | Cu límite | Ni límite | Mo límite | Total | | | | |
| 30 | 4 | A | 0,45 | 1,38 | 0,33 | 97,48 | 0,1 | 0,2 | 0,06 | 100 | 9,7 | 5,2E+07 | | |
| 31 | 5 | A | 0,62 | 1,44 | 0,24 | 97,44 | 0,07 | 0,17 | 0,02 | 100 | 9,6 | 4,6E+07 | | |
| 32 | 5 | X | 0,6 | 1,53 | 0,28 | 97,36 | 0,06 | 0,15 | 0,02 | 100 | 9,9 | 4,1E+07 | | |
| 33 | 5 | S | 0,59 | 1,58 | 0,27 | 97,32 | 0,06 | 0,16 | 0,02 | 100 | 10,1 | 5,2E+07 | | |
| 34 | 5 | Z | 0,67 | 1,29 | 0,27 | 97,47 | 0,09 | 0,19 | 0,02 | 100 | 9,1 | 2,3E+07 | | |
| 35 | 5 | C | 0,67 | 0,97 | 0,18 | 97,89 | 0,08 | 0,18 | 0,03 | 100 | 7,4 | 8,2E+06 | | |
| 36 | 6 | A | 0,73 | 1,21 | 0,43 | 97,27 | 0,06 | 0,27 | 0,03 | 100 | 9,5 | 5,1E+07 | | |
| 37 | 7 | A | 0,53 | 1,37 | 0,62 | 97,24 | 0,09 | 0,10 | 0,05 | 100 | 9,6 | 5,8E+07 | | |
| 38 | 8 | A | 0,67 | 1,32 | 0,33 | 97,03 | 0,05 | 0,59 | 0,01 | 100 | 11,4 | 5,2E+07 | | |
| 39 | 9 | D | 0,70 | 1,53 | 0,37 | 97,24 | 0,08 | 0,07 | 0,01 | 100 | 9,8 | 5,7E+07 | | |
| 40 | 10 | D | 0,79 | 1,51 | 0,38 | 96,90 | 0,27 | 0,15 | 0 | 100 | 11 | 9,6E+07 | | |
| 41 | 11 | D | 0,59 | 1,47 | 0,40 | 97,22 | 0,02 | 0,30 | 0 | 100 | 10,3 | 6,4E+07 | | |
| 42 | 12 | D | 0,76 | 1,42 | 0,29 | 96,96 | 0,11 | 0,35 | 0,11 | 100 | 11,3 | 1,7E+08 | | |
| 43 | 13 | D | 0,84 | 1,55 | 0,37 | 96,86 | 0,13 | 0,20 | 0,05 | 100 | 11,2 | 1,5E+08 | | |
| 44 | 14 | D | 0,70 | 1,57 | 0,52 | 96,85 | 0,14 | 0,22 | 0 | 100 | 11,3 | 1,4E+08 | | |
| 45 | 15 | A | 0,23 | 1,21 | 0,28 | 98,04 | 0,08 | 0,15 | 0,01 | 100 | 7,9 | 6,4E+06 | | |
| 46 | 16 | A | 0,33 | 1,46 | 0,1 | 97,91 | 0,06 | 0,13 | 0,01 | 100 | 8,7 | 8,9E+06 | | |
| 47 | 17 | A | 0,61 | 0,92 | 0,28 | 98,1 | 0,03 | 0,05 | 0,01 | 100 | 6,2 | 3,4E+06 | | |
| 48 | 18 | A | 0,79 | 1,37 | 0,33 | 97,20 | 0,11 | 0,20 | 0 | 100 | 9,8 | 4,5E+06 | | |
| 49 | 19 | A | 0,59 | 1,36 | 0,34 | 97,40 | 0,11 | 0,20 | 0 | 100 | 9,5 | 3,8E+06 | | |
| 50 | 20 | A | 0,61 | 1,32 | 0,25 | 97,51 | 0,14 | 0,17 | 0 | 100 | 10,7 | 6,7E+06 | | |
| 51 | 21 | A | 0,87 | 1,27 | 0,31 | 96,97 | 0,14 | 0,35 | 0,09 | 100 | 10,9 | 5,8E+06 | | |

| N.º | N.º de acero | Condición del tratamiento térmico | Contenido de cada elemento de la región de superficie límite (% en masa) | | | | | | | | | | Valor Di límite | Vida útil (h)* |
|-----|--------------|-----------------------------------|--|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------|------|----------|-----------------|----------------|
| | | | Si límite | Cr límite | Mn límite | Fe límite | Cu límite | Ni límite | Mo límite | Total | | | | |
| 52 | 22 | A | 0,70 | 1,39 | 0,44 | 97,08 | 0,14 | 0,20 | 0,05 | 100 | 10,4 | 5,3E/+06 | | |
| 53 | 23 | A | 0,73 | 1,41 | 0,29 | 97,24 | 0,11 | 0,22 | 0 | 100 | 10 | 3,1E/+06 | | |
| 54 | 24 | A | 0,65 | 1,30 | 0,81 | 96,95 | 0,13 | 0,12 | 0,04 | 100 | 10 | 7,1E/+06 | | |
| 55 | 25 | A | 0,67 | 1,21 | 0,34 | 97,44 | 0,14 | 0,12 | 0,08 | 100 | 9,1 | 4,2E/+06 | | |
| 56 | 26 | A | 0,76 | 1,76 | 0,38 | 96,80 | 0,09 | 0,20 | 0,01 | 100 | 11,7 | 6,2E/+06 | | |
| 57 | 27 | A | 0,61 | 1,22 | 0,31 | 97,81 | 0,04 | 0 | 0,01 | 100 | 7,5 | 7,6E/+06 | | |
| 58 | 28 | A | 0,45 | 1,13 | 0,22 | 98,15 | 0 | 0,04 | 0,01 | 100 | 6,7 | 5,2E/+06 | | |
| 59 | 29 | A | 0,54 | 0,88 | 0,28 | 98,15 | 0,05 | 0,09 | 0,01 | 100 | 6,2 | 4,7E/+06 | | |

*aE+b expresa a x 10^b.

De las Tablas 1-5, se puede realizar la consideración siguiente. Es decir, en los números 1, 2, 5, 22-34, 36-44, se satisfacen los requisitos estipulados en la presente invención y se obtiene el acero de rodamiento excelente en cuanto a las propiedades de fatiga de contacto a la rodadura. Por otra parte, los ejemplos distintos de los números anteriores no satisfacen ninguno de los requisitos estipulados en la presente invención y, por lo tanto, son inferiores en las propiedades de fatiga de contacto a la rodadura. Por tanto, los detalles de los mismos se describen más adelante.

Es decir, en el n.º 3, dado que no se ejecutaron el tratamiento de inmersión secundario y el tratamiento de inmersión terciario, el Cr límite y el Mn límite se hicieron insuficientes, no se satisfizo la fórmula (1) y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

En el n.º 4, dado que el tiempo de inmersión (t2 y t3) de la etapa de tratamiento de inmersión secundario y la etapa de tratamiento de inmersión terciario fueron cortos, el Cr límite y el Mn límite se hicieron insuficientes, no se satisfizo la fórmula (1) y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

En el n.º 6, dado que la temperatura de inmersión T1 de la etapa de tratamiento de inmersión primario fue demasiado baja y, en el n.º 8, dado que el tiempo de inmersión t1 de la etapa de tratamiento de inmersión primario fue demasiado corto, en ambos casos, el Cr límite y el Mn límite se hicieron insuficientes, no se satisfizo la fórmula (1) y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

En el n.º 7, dado que la temperatura de inmersión T1 de la etapa de tratamiento de inmersión primario fue demasiado alta y, en el n.º 9, dado que el tiempo de inmersión t1 de la etapa de tratamiento de inmersión primario fue demasiado larga, en ambos casos, Si, Ni y Cu concentrados en la región de superficie límite se difundieron al lado de la fase de matriz, Si límite, Ni límite y Cu límite se redujeron (también con respecto al Mo límite, dado que la cantidad de Mo en el acero fue menor, el Mo límite también fue menor y la cantidad de reducción por difusión también fue menor; lo mismo con respecto a los n.º 13, 17, 18 más adelante, no se satisfizo la fórmula (1) y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

En el n.º 10, dado que la temperatura de inmersión T2 de la etapa de tratamiento de inmersión secundario fue demasiado baja y, en el n.º 12, dado que el tiempo de inmersión t2 de la etapa de tratamiento de inmersión secundario fue demasiado corto, en ambos casos, el Cr límite y el Mn límite se hicieron insuficientes, no se satisfizo la fórmula (1) y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

En el n.º 11, dado que la temperatura de inmersión T2 de la etapa de tratamiento de inmersión secundario fue demasiado baja alta, el Cr y el Mn en la cementita globular precipitados hasta el punto Ac1e no pudieron difundir suficientemente, el Cr límite y el Mn límite se hicieron insuficientes, no se satisfizo la fórmula (1) y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

En el n.º 13, dado que el tiempo de inmersión t2 de la etapa de tratamiento de inmersión secundario fue demasiado largo, Si, Ni y Cu concentrados en la región de superficie límite se difundieron al lado de la fase de matriz, Si límite, Ni límite y Cu límite se redujeron, no se satisfizo la fórmula (1) como resultado y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

En el n.º 14, dado que la temperatura de inmersión T3 de la etapa de tratamiento de inmersión terciario fue demasiado baja y, en el n.º 16, dado que el tiempo de inmersión t3 de la etapa de tratamiento de inmersión terciario fue demasiado corto, en ambos casos, el Cr límite y el Mn límite se hicieron insuficientes, no se satisfizo la fórmula (1) y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

En el n.º 15, dado que la temperatura de inmersión T3 de la etapa de tratamiento de inmersión terciario fue demasiado alta, el Cr y el Mn en la cementita globular precipitados hasta el punto Ac1b no pudieron difundir suficientemente, el Cr límite y el Mn límite se hicieron insuficientes, no se satisfizo la fórmula (1) y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

En el n.º 17, dado que el tiempo de inmersión t3 de la etapa de tratamiento de inmersión terciario fue demasiado largo, Si, Ni y Cu concentrados en la región de superficie límite se difundieron al lado de la fase de matriz, Si límite, Ni límite y Cu límite se hicieron insuficientes, no se satisfizo la fórmula (1) como resultado y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

En el n.º 18, dado que la velocidad de enfriamiento promedio hasta 680 °C fue demasiado lenta, Si, Ni y Cu concentrados en la región de superficie límite se difundieron al lado de la fase de matriz, Si límite, Ni límite y Cu límite se redujeron, no se satisfizo la fórmula (1) como resultado y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó. Por otra parte, en el n.º 19, dado que la velocidad de enfriamiento promedio hasta 680 °C fue demasiado rápida, el Cr y el Mn en la cementita globular no pudieron difundirse suficientemente, el Cr límite y el Mn límite se hicieron insuficientes, no se satisfizo la fórmula (1) y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

- 5 En el n.º 20, dado que no se ejecutó el tratamiento de inmersión secundario y, en el n.º 21, dado que no se ejecutó el tratamiento de inmersión terciario, el Cr y el Mn en la cementita globular precipitados en cada intervalo de temperatura no pudieron difundirse suficientemente, el Cr límite y el Mn límite se hicieron insuficientes, no se satisfizo la fórmula (1) y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.
- 10 En el n.º 45, dado que la cantidad de Si en el acero fue insuficiente, el Si límite, también se redujo, la fórmula (1) no se satisfizo, el templado de la región de superficie límite fue insuficiente y, debido al templado insuficiente de la fase de matriz y el deterioro de la resistencia al ablandamiento, la vida útil de la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.
- 15 En el n.º 46, la cantidad de Mn en el acero fue insuficiente, por tanto, también se redujo el Mn límite, la fórmula (1) no se satisfizo, el templado de la región de superficie límite fue insuficiente, el templado de la fase de matriz también fue insuficiente y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.
- 20 En el n.º 47, el Cr en el acero fue insuficiente, por tanto, el Cr límite, fue menor, la fórmula (1) no se satisfizo, el templado de la región de superficie límite fue insuficiente, el templado de la fase de matriz también fue insuficiente y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.
- 25 En el n.º 48, dado que la cantidad de N en el acero fue excesivamente alta, se formó nitruro grueso (TiN y similares) y la fatiga de contacto a la rodadura se acortó. En el n.º 49, dado que la cantidad de O en el acero fue excesivamente alta, el óxido grueso se dispersó en el acero y la vida útil de la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.
- 30 En el n.º 50, dado que la cantidad de P en el acero fue excesivamente alta, el límite del grano se fragilizó y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó. En el n.º 51, dado que la cantidad de S en el acero fue excesivamente alta, se formó MnS grueso y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.
- 35 En el n.º 52, dado que la cantidad de C en el acero fue excesivamente alta, se formó carburo grueso y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó. Asimismo, en el n.º 53, dado que la cantidad de C en el acero fue insuficiente, no se pudo asegurar la resistencia y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.
- 40 En el n.º 54, dado que la cantidad de Al en el acero fue excesivamente alta, se formó Al_2O_3 grueso y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó. Asimismo, dado que la cantidad de Mn en el acero fue excesivamente alta, la trabajabilidad y la maquinabilidad no se pudieron fijar.
- 45 En el n.º 55, dado que la cantidad de Ti en el acero fue excesivamente alta, se formó TiN grueso y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó. Asimismo, en el n.º 56, dado que la cantidad de Cr en el acero fue excesivamente alta y se formó carburo grueso, la vida útil de la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.
- En el n.º 57, dado que la cantidad de Cu en el acero fue insuficiente, no se pudo fijar el Cu límite, en el n.º 58, dado que la cantidad de Ni en el acero fue insuficiente, no se pudo fijar el Ni límite, en el n.º 59, dado que la cantidad de Cr en el acero fue insuficiente, no se pudo fijar suficientemente el Cr límite, ninguno de ellos satisfizo la fórmula (1) y, por tanto, el templado de la región de superficie límite fue insuficiente. Además, en todos ellos, el templado de la fase de matriz también fue insuficiente y la vida útil frente a la fatiga de contacto a la rodadura se acortó.

REIVINDICACIONES

1. Un acero de rodamiento excelente en las propiedades de fatiga de contacto a la rodadura que consiste en términos de % en masa de C: 0,95-1,10 %;

- 5 Si: 0,15-0,35%;
 Mn: 0,2-0,50%;
 Cr: 1,30-1,60%;
 P: 0,025 % o menor, excluyendo el 0 %;
 10 S: 0,025 % o menor, excluyendo el 0 %; Ni: 0,02-0,25%;
 Cu: 0,02-0,25%;
 opcionalmente Mo: menos de 0,08 %;
 Al: 0,001 %-0,050 %;
 Ti: 0,0015% o menor, excluyendo el 0 %;
 15 O: 0,001% o menor, excluyendo el 0 %; y
 N: 0,020% o menor, excluyendo el 0 %; consistiendo el resto en hierro e impurezas inevitables, en el que Si límite, Mn límite, Cr límite, Cu límite, Ni límite y Mo límite incluidos en la región de fase de matriz (región de superficie límite) desde la superficie de cementita globular a 20 nm de distancia satisfacen la fórmula (1) siguiente.

$$9,0 \leq 1,4 \times \text{Si límite} + 1,8 \times \text{Mn límite} + 5,5 \times \text{Cu límite} + 4,2 \times$$

$$\text{Ni límite} + 4,8 \times \text{Cr límite} + 5,8 \times \text{Mo límite} \dots(1)$$

25 en la que la fórmula (1), Si límite, Mn límite, Cu límite, Ni límite, Cr límite y Mo límite representan el contenido en % en masa de Si, Mn, Cu, Ni, Cr y Mo, respectivamente, que están incluidos en la región de fase de matriz (región de superficie límite) desde la superficie de cementita globular a 20 nm de distancia.

30 2. Un método para producir el acero de rodamiento excelente en propiedades de fatiga de contacto de rodadura de acuerdo con la reivindicación 1, en el que el recocido de globulización se ejecuta utilizando un acero que tiene la composición química de acuerdo con la reivindicación 1 y el recocido de globulización comprende:

- 35 etapa de tratamiento de inmersión primario de mantenimiento a un intervalo de temperatura (T1) de (Ac1e+30)-(Ac1e+50) °C durante 2-9 horas (t1);
 etapa de tratamiento de inmersión secundario de mantenimiento a un intervalo de temperatura (T2) de Ac1e-(Ac1e+10) °C durante 1,5-6 horas (t2);
 etapa de tratamiento de inmersión terciario de mantenimiento a un intervalo de temperatura (T3) de Ac1 b-(Ac1b+10) °C durante 1-3 horas (t3); y
 una etapa de enfriamiento desde la T3 a 680 °C a una velocidad de enfriamiento promedio de 10-15 °C/h;

40 en este orden,
 donde Ac1e y Ac1b son los puntos de transformación obtenidos mediante el uso de THERMO-CALC SOFTWARE Ver. R (ITOCHU Techno-Solutions Corporation), especificando la cantidad de C, Si, Cr, Mn, Mo y Al del componente del acero, calculando, trabajando de este modo el diagrama de fase, especificando la cantidad de C del componente
 45 del acero y leyendo el diagrama de fases.

FIG. 1

