

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11) Número de publicación: **2 744 858**

51) Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
F16D 65/12 (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96) Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **05.10.2006 E 13006047 (8)**

97) Fecha y número de publicación de la concesión europea: **03.07.2019 EP 2719789**

54) Título: **Discos de freno con excelente resistencia a ablandamiento por revenido y tenacidad**

45) Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
26.02.2020

73) Titular/es:

**JFE STEEL CORPORATION (100.0%)
2-3, Uchisaiwai-cho 2-chome Chiyoda-ku
Tokyo, 100-0011, JP**

72) Inventor/es:

**HIRASAWA, JUNICHIRO;
UJIRO, TAKUMI y
FURUKIMI, OSAMU**

74) Agente/Representante:

MILTENYI , Peter

ES 2 744 858 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

Discos de freno con excelente resistencia a ablandamiento por revenido y tenacidad

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a discos utilizados para frenos de disco para motocicletas, automóviles, bicicletas, y similares. La presente invención se refiere, en particular, a un disco de freno que tiene una parte de fricción, friccionada por unas pastillas de freno, que tiene una dureza apropiada después del temple, una excelente resistencia a ablandamiento por revenido y tenacidad. El término "excelente resistencia a ablandamiento por revenido" utilizado aquí significa una alta resistencia a ablandamiento por revenido y también significa una característica tal que una reducción de la dureza debido a una alta temperatura causada por el calor de rozamiento durante el frenado es pequeña y puede mantenerse sustancialmente una dureza inicial adecuada.

15 **Técnica anterior**

Las funciones de los frenos de disco para motocicletas, automóviles, bicicletas, y similares son reducir el giro de las ruedas por la fricción entre los discos de freno y las pastillas de freno para controlar la velocidad de los vehículos. Los discos de freno, por lo tanto, deben tener una dureza adecuada. Existe el problema de que una baja dureza de los discos de freno reduce el rendimiento del frenado y acelera la abrasión del disco debido a la fricción con las pastillas de freno y una dureza extrema de las mismas provoca el chirrido de los frenos. Se recomienda que la dureza adecuada de los discos de freno se encuentre dentro de un rango de entre 32 y 38 HRC. El término "HRC" utilizado aquí significa dureza Rockwell C especificada en JIS Z 2245.

Un material utilizado convencionalmente para los discos de freno es el acero inoxidable martensítico en vista de su dureza y resistencia a la corrosión. En el pasado, se utilizaba acero inoxidable martensítico, tal como el SUS 420J2 (JIS Z 4304), que presenta un alto contenido en carbono, para discos después del tratamiento de temple y revenido. Dado que la carga de trabajo del tratamiento de revenido es grande, recientemente se ha utilizado acero inoxidable martensítico con bajo contenido en carbono para discos de freno tal como se describe en la publicación de la solicitud de patente japonesa no examinada n° 57-198249 o 60-106951 dado que este acero puede utilizarse directamente después del tratamiento de enfriamiento.

En vista de la conservación del medio ambiente global, las motocicletas y automóviles recientes deben tener una alta eficiencia de combustible. Una reducción del peso del vehículo es efectiva para lograr una alta eficiencia de combustible; por lo tanto, se demandan vehículos ligeros. Incluso los frenos de disco, que forman parte del mecanismo de freno (o sistema de freno), no son una excepción. Para la reducción de peso de los vehículos, se están produciendo experimentalmente discos de freno compactos o de poco grosor (delgados).

Los discos de freno compactos o delgados presentan una baja capacidad térmica; por lo tanto, la temperatura de los discos aumenta considerablemente por el calor de fricción durante el frenado. Es decir, los discos de freno compactos o delgados probablemente se calientan a 600° C o más durante el frenado. Los discos de freno realizados en materiales convencionales probablemente tienen una durabilidad reducida debido al ablandamiento por revenido. Por lo tanto, se demandan discos de freno que tengan una alta resistencia a ablandamiento por revenido o que presenten una excelente resistencia a ablandamiento por revenido.

Con el fin de hacer frente a tal demanda, se ha propuesto la siguiente lámina como se describe en la publicación de la solicitud de patente japonesa no examinada n° 2002-146489: una lámina de acero inoxidable martensítica con bajo contenido en carbono que contiene una cantidad adecuada de uno o más de Ti, Nb, V, y Zr y que puede evitarse de manera efectiva que se reblandezca al calentarse durante el uso de un freno de disco.

La patente japonesa 3315974 (n° de publicación de solicitud de patente japonesa no examinada 2001-220654) describe un acero inoxidable para frenos de disco. El acero inoxidable contiene una cantidad adecuada de Nb o una cantidad adecuada de Nb y Ti, V, y/o B y, por lo tanto, puede evitar que se reblandezca por revenido.

La solicitud de patente japonesa no examinada n° de publicación 2002-121656 describe acero de bajo coste para rotores de freno de disco. El valor GP de este acero se ajusta a 50 (%) o más y este acero contiene una cantidad adecuada de Nb y/o V, el valor GP se determina mediante una función del contenido en C, N, Ni, Cu, Mn, Cr, Si, Mo, V, Ti, y Al en este acero. Este acero apenas se deteriora por calentamiento durante el funcionamiento.

El documento JP 2005/133204 A describe un disco de freno que presenta una estructura martensítica con granos antes de austenita que presentan un diámetro promedio de no menos de 15 µm. La lámina de acero a partir de la cual se fabrica el disco de freno presenta la siguiente composición $\leq 0,1$ %C, $\leq 1,0$ %Si, $\leq 2,0$ %Mn, entre 10,5 y

15,0 %Cr y $\leq 0,1$ %N, y cumple también $5Cr+10Si+15Mo+30Nb-9Ni-5Mn-3Cu-225N-270C < 42$ y $0,03 \leq \{(C+N)-(13/92)Nb\} \leq 0,09$.

5 Para generar la estructura martensítica, el acero se somete a un tratamiento de temple para calentarlo a una temperatura de $>1000^{\circ}C$ y enfriarlo a una velocidad de enfriamiento de ≥ 1 $^{\circ}C/s$. En la etapa de calentamiento, desde la fase ferrita, se genera aproximadamente un volumen de un 18% de una fase austenita. En la siguiente etapa de enfriamiento, se genera martensita, que tiene un tamaño de grano de granos antes de austenita entre 15 y 25 μm . Además, en los documentos JP 2006/291240, EP 162 16 44 A1, US 2002/084005 A1, y JP 2001 192779 A se describen discos de freno, respectivamente, material de discos de freno.

10 En la técnica descrita en la publicación de solicitud de patente japonesa no examinada n° 2002-146489, la patente japonesa 3315974, o la publicación de solicitud de patente japonesa no examinada n° 2002-121656, existe el problema de que es necesario utilizar una cantidad relativamente grande de elementos de aleación de alto coste y, por lo tanto, el coste de fabricación de un freno de disco es elevado. Además, existe el problema de que la lámina de acero o el acero ve su dureza reducida significativamente después de mantenerse a $600^{\circ}C$ durante un tiempo prolongado (aproximadamente una hora). Los frenos de disco son componentes críticos para la seguridad de la conducción y, por lo tanto, deben tener una resistencia lo suficientemente elevada para evitar el agrietamiento por fragilidad.

20 Un objetivo de la presente invención es un disco de freno que sea eficaz para resolver problemas causados por las técnicas convencionales, que tenga una dureza adecuada después del temple y una excelente resistencia a ablandamiento por revenido y tenacidad.

25 Descripción de la invención

25 Para lograr los objetivos anteriores, los inventores han investigado intensamente los factores que afectan a la resistencia al ablandamiento por revenido de los discos de freno realizados a partir de láminas de acero inoxidable martensítico. En particular, la presente invención presenta un disco de freno que presenta las características definidas en la reivindicación 1. En la reivindicación independiente 2 se definen realizaciones preferidas. Como resultado, los inventores han encontrado que el siguiente disco presenta una dureza adecuada después del temple y una resistencia al ablandamiento por revenido notablemente mejorada: un disco de freno que está realizado en acero inoxidable martensítico de bajo contenido en carbono con una composición específica y tiene granos antes de austenita con un diámetro de 8 μm o más. La figura 1 muestra la influencia del diámetro promedio de los granos antes de austenita sobre la resistencia al ablandamiento por revenido de un acero inoxidable martensítico con bajo contenido en carbono que contiene, en masa, 0,055% de C, 0,1% de Si, 12% de Cr, 1,5% de Mn, y 0,01% de N, siendo el resto Fe. Las muestras tomadas de este acero fueron templadas de manera que las muestras se mantuvieron a una temperatura durante un minuto y después se enfriaron al aire (se enfriaron a $200^{\circ}C$ a una velocidad promedio de $10^{\circ}C/s$). Se investigó la microestructura de las muestras templadas, con lo que se determinó el diámetro promedio de los granos antes de austenita (en lo sucesivo denominados granos antes de γ) en las muestras. Los granos en las muestras enfriadas a $1000^{\circ}C$, $1050^{\circ}C$, o $1100^{\circ}C$ tenían un diámetro promedio de 6, 8 o 12 μm , respectivamente. Las muestras enfriadas a entre $1000^{\circ}C$ y $1100^{\circ}C$ a tres niveles se evaluaron para determinar la resistencia al ablandamiento por revenido de manera que las muestras enfriadas se mantuvieron a $600^{\circ}C$ durante una hora y luego se enfriaron con aire, las capas de óxido superficiales (escoria) se retiraron de las muestras resultantes, y las muestras resultantes se midieron para determinar la dureza HRC. La figura 1 ilustra que las muestras que contienen los granos antes de austenita con un diámetro promedio de 8 μm o más tienen una dureza elevada de 27 HRC o más después de mantenerse a $600^{\circ}C$ durante una hora, aunque la cantidad de elementos de aleación en las muestras no es grande.

50 El mecanismo de este fenómeno todavía no está claro. Los inventores suponen que el mecanismo es tal como se describe a continuación.

55 Un elemento de aleación, tal como Cr, llega a los límites de grano por difusión durante el revenido y forma precipitados gruesos dado que dicho elemento de aleación precipita fácilmente. En una microestructura metálica con granos finos antes de γ , la distancia desde un elemento de aleación tal como Cr a los límites de grano antes de γ es pequeña; por lo tanto, un elemento de aleación tal como Cr llega fácilmente a los límites de grano antes de γ durante el revenido y forma precipitados gruesos (carburos de cromo). Solamente existe, por lo tanto, un pequeño número de precipitados finos en los granos. Los precipitados gruesos tienen una pequeña contribución al endurecimiento por precipitación y, por lo tanto, son ineficaces para aumentar la resistencia al ablandamiento por revenido.

60 En una microestructura metálica con granos gruesos antes de γ , la distancia desde un elemento de aleación como Cr o Nb a los límites de estos granos antes de γ es grande; por lo tanto, un elemento de aleación tal como Cr o Nb es difícil que llegue a los límites de grano antes de γ durante el revenido. Por lo tanto, se forman precipitados finos (carburos de cromo, carburos de niobio, y /o similares) en estos granos antes de γ . Los precipitados finos resisten el

movimiento de dislocación y evitan la reducción de la dureza después del revenido. Por lo tanto, se supone que la microestructura de metal con los granos gruesos antes de γ tiene una alta resistencia al ablandamiento por revenido.

Además, los inventores han encontrado que los granos antes de γ deben tener un diámetro promedio de menos de 15 μm debido a que un aumento extremo en el diámetro de grano antes de γ causa fragilidad.

De acuerdo con la presente invención, puede producirse el siguiente disco a bajo coste ajustando el diámetro de los granos antes de austenita a un rango apropiado: un disco de freno que tiene una dureza adecuada después del temple de 32 a 38 HRC, una elevada o excelente resistencia a ablandamiento por revenido, y una excelente tenacidad. Esto es industrialmente importante.

Breve descripción de dibujos

La figura 1 es una gráfica que muestra la influencia del diámetro promedio de los granos antes de austenita en la resistencia a ablandamiento por revenido.

Mejores modos para llevar a cabo la invención

Un procedimiento ordinario para producir un disco de freno es tal como se describe a continuación.

Se perfora una lámina de acero inoxidable martensítico para formar un disco de un tamaño predeterminado. Después de mecanizar el disco para que tenga orificios para disipar el calor generado por el frenado, una zona predeterminada, es decir, una parte de fricción del disco que se encuentra con las pastillas de freno es templada de manera que la parte de fricción se calienta a una temperatura de temple predeterminada mediante calentamiento por inducción a alta frecuencia y después se enfría, por lo que la zona predeterminada (parte de fricción) se transforma en una estructura martensítica de modo que presenta una dureza deseada. Las superficies del disco y/o una superficie cortada del mismo se someten a revestimiento según sea necesario y de la parte de fricción se eliminan capas de óxidos (escoria) formadas por el tratamiento de temple mediante pulido o similar, con lo que se obtiene un producto (el disco de freno).

Como material básico se utiliza aquí una lámina de acero inoxidable martensítico con un bajo contenido en carbono que cumple con unas condiciones específicas. La lámina de acero inoxidable martensítico con bajo contenido en carbono contiene, en masa, 0,01% o más y 0,1% o menos de C, 0,05% o más y 1,0% o menos de Si, 0,3% o más y 2,0% o menos de Mn, 10,5% o más y 15,0% o menos de Cr, entre más de 0,03% y 0,1% o menos de N, 0,02% o más y 0,6% o menos de Nb, entre 0,01% y 0,5% de Cu y conteniendo opcionalmente uno o más seleccionado de entre 0,01% y 2,0% de Mo, entre 0,10% y 2,0% de Ni, entre 0,01% y 1,0% de Co, entre 0,02% y 0,3% de Ti, entre 0,02% y 0,3% de V, entre 0,02% y 0,3% de Zr, entre 0,02% y 0,3% de Ta, entre 0,0005% y 0,0050% de B y entre 0,0005% y 0,0050% de Ca, siendo el resto Fe e impurezas inevitables, tal que se cumplen las siguientes desigualdades (1) y (2):

$$5\text{Cr} + 10\text{Si} + 15\text{Mo} + 30\text{Nb} - 9\text{Ni} - 5\text{Mn} - 3\text{Cu} - 225\text{N} - 270\text{C} < 45 \quad (1)$$

$$0,03 \leq \{\text{C} + \text{N} - (13 / 92) \text{Nb}\} \leq 0,09 \quad (2)$$

$$0,5 < (\text{Nb precipitado} / \text{Nb total}) \leq 0,7 \quad (3)$$

donde Cr, Si, Mo, Nb, Ni, Mn, Cu, N, y C representan, cada uno, el contenido de los elementos correspondientes, en porcentaje en masa, y el Nb precipitado y el Nb total que representan la cantidad de Nb precipitado en forma de precipitado y la cantidad de Nb total contenido, respectivamente, cumplen la desigualdad anterior (3).

El término "lámina de acero" utilizado aquí incluye una tira de acero. Una lámina de acero utilizada aquí puede ser laminada en caliente o laminada en frío.

La razón para limitar la composición de un material básico utilizado aquí es tal como se describe a continuación. La unidad "porcentaje de masa" utilizada para describir la composición se denomina en lo sucesivo simplemente "%".

C: entre 0,01% o más y 0,1% o menos

El C, así como el N, es un elemento que determina la dureza del disco de freno después del temple. El contenido en C es preferiblemente de 0,01% o más y más preferiblemente de 0,03% o más. Si el contenido en C es superior al 0,1%, se forman carburos de cromo gruesos, lo que provoca oxidación, una reducción de la resistencia a la corrosión, y una reducción de la tenacidad. En vista de la tenacidad y la resistencia a la corrosión, el contenido en C está limitado a 0,1% o menos. En vista de la resistencia a la corrosión, el contenido en C es preferiblemente inferior a 0,05%.

ES 2 744 858 T3

N: entre más de 0,03% y 0,1% o menos

El N, al igual que el C, es un elemento que determina la dureza del disco de freno después del temple. El N forma nitruros de cromo finos (Cr_2N) a una temperatura de entre 500° C y 700° C y es eficaz para aumentar la resistencia al ablandamiento por revenido debido a su efecto de endurecimiento por precipitación. Para lograr este efecto, el contenido en N es preferiblemente mayor que 0,03%. Un contenido en N superior a 0,1% provoca una reducción de la tenacidad. Por lo tanto, el contenido en N se limita aquí a 0,1% o menos.

Cr: entre 10,5% y 15,0%

El Cr es un elemento útil para aumentar la resistencia a la corrosión del acero inoxidable. Para garantizar una resistencia a la corrosión suficiente, el contenido en Cr debe ser de 10,5% o más. Sin embargo, un contenido en Cr que supere 15,0% provoca una reducción de la maleabilidad y la tenacidad. Por lo tanto, el contenido en Cr se limita a un rango entre 10,5% y 15,0%. En vista de la resistencia a la corrosión y la tenacidad, el contenido en Cr es preferiblemente mayor que 11,5% y 13,5% o menos, respectivamente.

Si: 0,05% o más y 1,0% o menos

El Si es un elemento útil que funciona como desoxidante y, por lo tanto, el contenido en Si es preferiblemente de 0,05% o más. Dado que el Si estabiliza una fase de ferrita, un contenido excesivo de Si que supere el 1,0% provoca una reducción de la templabilidad, la dureza después del temple, y la tenacidad. Por lo tanto, el contenido en Si está limitado a 1,0% o menos. En vista de la tenacidad, el contenido en Si es preferiblemente de 0,5% o menos.

Mn: 0,3% o más y 2,0% o menos

El Mn es un elemento que es útil para garantizar una dureza constante después del temple ya que el Mn evita que se forme una fase δ -ferrita a alta temperatura para mejorar la templabilidad. El contenido en Mn en el material básico es preferiblemente del 0,3% o más. Sin embargo, un contenido excesivo de Mn superior al 2,0% provoca una reducción de la resistencia a la corrosión. Por lo tanto, el contenido en Mn está limitado a 2,0% o menos. En vista de un aumento en la templabilidad, el contenido en Mn es preferiblemente de 1,0% o más y más preferiblemente de 1,5% o más.

De acuerdo con la presente invención, los componentes fundamentales anteriores están contenidos dentro de los rangos anteriores de modo que se cumplen las siguientes desigualdades:

$$5Cr + 10Si + 15Mo + 30Nb - 9Ni - 5Mn - 3Cu - 225N - 270C < 45 \quad (1)$$

$$0,03 \leq \{C + N - (13 / 92) Nb\} \leq 0,09 \quad (2)$$

donde Cr, Si, Mo, Nb, Ni, Mn, Cu, N, y C representan, cada uno, el contenido (en porcentaje en masa) de los elementos de aleación correspondientes. El valor del lado izquierdo de la desigualdad (1) y el valor del término medio de la desigualdad (2) se calculan en base a que se supone que el contenido en Cu, Nb, Mo, o Ni es cero cuando el contenido en Cu, Nb, Mo, o Ni es menos de 0,01%, menos de 0,02%, menos de 0,01% y menos de 0,10%, respectivamente.

La desigualdad (1) define una condición para garantizar una excelente estabilidad de endurecimiento. El término "excelente estabilidad de endurecimiento" utilizado aquí significa que el rango de una temperatura de temple logra una dureza deseada después del temple sea amplio. El amplio rango se produce cuando la cantidad de una fase de austenita (γ) formada durante el enfriamiento es de un 75% en volumen o más y la fase de austenita se transforma en una fase de martensita durante el enfriamiento para temple mediante enfriamiento por aire o enfriamiento a una velocidad mayor que el enfriamiento por aire. Si el valor del lado izquierdo de la desigualdad (1) es 45 o más, no puede obtenerse una dureza constante tras el temple ya que la cantidad de una fase de austenita formada durante el temple no supera el 75 por ciento en volumen o un rango de temperatura que forma tal cantidad de la fase austenita es extremadamente estrecho. Por lo tanto, el valor del lado izquierdo de la desigualdad (1) se limita a menos de 45.

La desigualdad (2) define una condición para controlar la dureza después del temple dentro de un rango apropiado predeterminado. La dureza después del temple está muy correlacionada con el contenido en C o N. Sin embargo, el C o el N no contribuye a la dureza después del temple cuando C o N se enlaza con Nb para formar carburo de Nb o nitruro de Nb. Por lo tanto, la dureza tras el temple debe estimarse utilizando la cantidad de C o N que se obtiene restando las cantidades de C y N consumidas por la formación de precipitados de las cantidades de C y N en el acero. Si el valor medio de desigualdad (2) es menor que 0,03, la dureza del disco de freno es menor que el límite inferior (32 HRC) de un rango predeterminado apropiado. Si el valor del término medio es mayor que 0,09, la dureza

es mayor que su límite superior (38 HRC). Por lo tanto, el valor medio de la desigualdad (2) se limita a un rango de entre 0,03 y 0,09.

5 En el material básico utilizado aquí, el contenido en P, en S, y en Al se controlan preferiblemente para que sean 0,04% o menos, 0,010% o menos, y 0,2% o menos, respectivamente, además del requisito de que el contenido en cada componente fundamental se controle dentro del rango anterior.

P: 0,04% o menos

10 El P es un elemento que provoca una reducción de la maleabilidad en caliente; por lo tanto, el contenido en P es preferiblemente pequeño. Una reducción excesiva del contenido en P da lugar a un aumento significativo del coste de producción. Por lo tanto, el límite superior del contenido en P es preferiblemente 0,04%. En vista de la productividad, el contenido en P es más preferiblemente de 0,03% o menos.

15 S: 0,010% o menos

20 El S, así como el P, es un elemento que provoca una reducción de la maleabilidad en caliente; por lo tanto, el contenido en S es preferiblemente pequeño. Una reducción excesiva del contenido en S da lugar a un aumento significativo del coste de producción. Por lo tanto, el límite superior del contenido en S es preferiblemente 0,010%. En vista de la productividad, el contenido en S es más preferiblemente de 0,005% o menos.

Al: 0,2% o menos

25 El Al es un elemento que actúa como desoxidante y se utiliza para desoxidación en la fabricación de acero. Una cantidad excesiva de Al que queda en el acero como impureza inevitable produce una reducción de la resistencia a la corrosión y la tenacidad. Por lo tanto, el contenido en Al preferiblemente se limita a 0,2% o menos. En vista de la resistencia a la corrosión, el contenido en Al es más preferiblemente de 0,05% o menos.

30 Cu: entre 0,01% y 0,5%

35 El Cu es un elemento que tiene el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión; por lo tanto, el contenido es preferiblemente de entre 0,01% y menos del 1,0%, de manera que pueda lograrse tal efecto. En vista de la tenacidad, su contenido es más preferiblemente menor que 0,5%. Si el Cu y el Nb están ambos contenidos, el contenido en Cu se limita preferiblemente a un rango de entre 0,01% y 0,5% ya que un contenido en Cu superior a un 0,5% provoca una reducción de la tenacidad.

40 Puede producirse un disco de freno que tenga una alta resistencia a ablandamiento por revenido de manera que el material básico pueda presentar una composición dentro de un rango específico añadiendo los siguientes componentes selectivos a los componentes fundamentales anteriores, una parte de fricción con la que friccionan las pastillas de freno es templada tal como se describe a continuación, de modo que se obtiene una estructura martensítica que tiene granos antes de γ con un diámetro promedio de entre 8 y menos de 15 μm . El disco de freno tiene una dureza de 27 HRC o más después del revenido a 600° C durante una hora.

45 Diámetro promedio de granos antes de γ : entre 8 y menos de 15 μm

50 Con el fin de permitir que un disco de freno, revenido a 600° C o más durante una hora, de acuerdo con la presente invención, tenga una dureza de 27 HRC o más, los granos antes de γ deben tener un diámetro promedio de 8 μm o más. Si los granos antes de γ tienen un diámetro promedio de menos de 8 μm , la cantidad de precipitados finos en los granos antes de γ es pequeña y, por lo tanto, el aumento de la resistencia a ablandamiento por revenido es pequeño. Si los granos antes de γ tienen un diámetro promedio de 15 μm o más, los tamaños de las caras de las superficies de rotura frágil son grandes. Esto da lugar a una reducción de la tenacidad.

Nb: entre 0,02% y 0,6%

55 El Nb es un elemento que tiene el efecto de evitar que la dureza se reduzca por calentamiento a alta temperatura, es decir, un efecto que mejora la resistencia a ablandamiento por revenido, ya que el Nb forma un carbonitruro durante el calentamiento a aproximadamente 600° C tras el temple y produce endurecimiento por precipitación. Por lo tanto, el Nb puede estar contenido según se requiera. Para lograr tal efecto, el contenido en Nb es preferiblemente de 0,02% o más. Sin embargo, un contenido en Nb superior al 0,6% provoca una reducción de la tenacidad. Por lo tanto, el contenido en Nb se limita preferiblemente a un rango de entre 0,02% y 0,6%. En vista de la resistencia al ablandamiento por revenido, su contenido es preferiblemente mayor que 0,08%. En vista de la tenacidad, su contenido es preferiblemente inferior a un 0,3%.

De acuerdo con la presente invención, la cantidad de Nb como precipitados y la cantidad de Nb total contenido se ajustan preferiblemente de modo que se cumple la siguiente desigualdad:

$$0,5 < (\text{Nb precipitado} / \text{Nb total}) \leq 0,7 \quad (3)$$

en el que el Nb precipitado y el Nb total representan la cantidad de Nb precipitado en forma de precipitado y la cantidad de Nb total contenido, respectivamente, en base a porcentaje en masa. En una lámina de acero no templada (después del recocido), la relación (Nb precipitado/Nb total) es de 0,9 o más. Una parte del Nb precipitado forma una solución sólida después del temple. El soluto Nb forma precipitados finos durante el temple. Esto da lugar a endurecimiento por precipitación. Si no se cumple la desigualdad (3), es decir, si la relación (Nb precipitado/Nb total) es mayor que 0,7, la cantidad de soluto Nb es pequeña y, por lo tanto, la cantidad de precipitados finos de Nb formados durante el temple es pequeña. Esto da lugar a una reducción de la resistencia a ablandamiento por revenido. Para permitir que la relación (Nb precipitado/Nb total) sea 0,7 o menor, el temple a alta temperatura se realiza preferiblemente a más de 1000° C, más preferiblemente a más de 1050° C, y aún más preferiblemente a más de 1100° C.

Si la relación (Nb precipitado/Nb total) es menor que 0,5, la cantidad de soluto Nb es extremadamente grande y, por lo tanto, la cantidad de precipitados de Nb finos formados durante el temple es extremadamente grande. Esto da lugar a un aumento de la resistencia a ablandamiento por revenido. Además, la cantidad de precipitados, que causan fractura, es extremadamente grande. Esto da lugar a una notable reducción de la tenacidad. La cantidad de Nb precipitado se determina analizando químicamente el residuo de la extracción electrolítica de una muestra de un disco de freno. La cantidad de Nb total se determina mediante análisis químico ordinario.

De acuerdo con la presente invención, uno o ambos entre 0,01% y 2,0% de Mo y entre 0,10% y 2,0% de Ni pueden estar contenidos según se requiera además de los componentes fundamentales y los componentes selectivos tal que se cumplan las desigualdades (1) y (2).

Uno o ambos de entre 0,01% y 2,0% de Mo y entre 0,10% y 2,0% de Ni

El Mo y el Ni son elementos que mejoran la resistencia a la corrosión y, por lo tanto, pueden estar contenidos selectivamente. El Ni retarda la precipitación de carburos de cromo a una temperatura de 600° C o más para evitar la reducción de la dureza de una estructura martensítica y contribuye al aumento de la resistencia a ablandamiento por revenido. El Mo, al igual que el Ni, retrasa la precipitación de carbonitruros y tiene el efecto de aumentar la resistencia a ablandamiento por revenido. Tales efectos se obtienen si el contenido en Mo es 0,01% o más o el contenido en Ni es 0,10% o más. En vista de la resistencia a ablandamiento por revenido, el contenido en Mo es preferiblemente de 0,02% o más. Incluso si el contenido en Mo o Ni supera el 2,0%, no puede obtenerse una ventaja apropiada para el contenido en Mo o Ni ya que el aumento de la resistencia a ablandamiento por revenido se satura. Esto es económicamente desfavorable. Por lo tanto, el contenido en Mo se limita preferiblemente a un rango de entre 0,01% y 2,0% y el contenido en Ni se limita preferiblemente a un rango de entre 0,10% y 2,0%. Incluso si el contenido en Mo es inferior al 0,05%, puede obtenerse un efecto de aumento de la resistencia a ablandamiento por revenido. Si el contenido en Ni es 0,5% o más, la resistencia a ablandamiento por revenido aumenta.

De acuerdo con la presente invención, el Co, uno o más seleccionados de Ti, V, Zr, y Ta, y uno o ambos de B y Ca pueden estar contenidos según se requiera, además de los componentes fundamentales y los componentes selectivos.

Co: entre 0,01% y 1,0%

El Co es un elemento eficaz para aumentar la resistencia a la corrosión. El contenido en Co es preferiblemente de 0,01% o más. Un contenido en Co superior al 1,0% provoca una reducción de la tenacidad. Por lo tanto, el contenido en Co se limita preferiblemente a un rango de entre 0,01% y 1,0%. En vista de la tenacidad, su contenido es preferiblemente de 0,3% o menos.

Uno o más seleccionados de entre 0,02% y 0,3% de Ti, de entre 0,02% y 0,3% de V, de entre 0,02% y 0,3% de Zr, y de entre 0,02% y 0,3% de Ta

Ti, V, Zr y Ta son elementos que forman carbonitruros y que tienen el efecto de aumentar la resistencia a ablandamiento por revenido por endurecimiento por precipitación. Uno o más de estos elementos pueden estar contenidos según se requiera. Tal efecto es notable si el contenido en Ti, V, Zr, o Ta es de 0,02% o más respectivamente. En particular, el V tiene un efecto significativo de aumentar la resistencia a ablandamiento por revenido; por lo tanto, el contenido en V es preferiblemente de 0,05% o más y más preferiblemente de 0,10% o más. Un contenido en Ti, V, Zr, o Ta que exceda el 0,3% produce una reducción significativa de la tenacidad. Por lo tanto, el contenido en Ti, V, Zr, o Ta se limita preferiblemente a un rango de entre 0,02% y 0,3%, respectivamente.

Uno o ambos de entre 0,0005% y 0,0050% de B y entre 0,0005% y 0,0050% de Ca

5 El B y el Ca son elementos que tienen el efecto de aumentar la templabilidad del acero incluso si su contenido es pequeño. Por lo tanto, el B o el Ca pueden estar contenidos selectivamente según se requiera. Dicho efecto puede obtenerse si el contenido en B o Ca es del 0,0005% o más, respectivamente. Sin embargo, un contenido en B o Ca que exceda el 0,0050% causa una reducción de la resistencia a la corrosión. Por lo tanto, el contenido en B o Ca se limita preferiblemente a un rango de entre 0,0005% y 0,0050% respectivamente.

10 El resto, aparte de los componentes anteriores, es Fe e impurezas inevitables. Ejemplos de impurezas inevitables incluyen metales alcalinos tales como Na, metales alcalinotérreos tales como Mg y Ba, elementos de tierras raras tales como Y y La, y elementos de transición tales como Hf. Las ventajas de la presente invención no se reducen incluso si está contenida un 0,05% o menos de cada impureza inevitable respectivamente.

15 Un método para producir el material del disco de freno, que tiene la composición anterior, no está particularmente limitado. El material del disco de freno puede producirse mediante un proceso conocido. Por ejemplo, se funde acero fundido que tiene la composición anterior en un convertidor de acero, un horno eléctrico o similar; se somete a un proceso de refinado secundario tal como VOD (descarburación por oxígeno en vacío) o AOD (descarburación por oxígeno y argón); y después se forma una barra o bloque mediante un proceso de fundición conocido. En vista de la
20 productividad y la calidad, es preferible un proceso de fundición continua.

25 Es preferible calentar el acero a una temperatura de entre 1100° C y 1250° C y después laminarlo en caliente para formar una lámina con un grosor predeterminado. Para uso en frenos de disco, la lámina de acero laminada en caliente presenta preferiblemente un grosor de entre 3 y 8 mm. La lámina de acero laminada en caliente es recocida y después es descalcificada por granallado o decapado según sea necesario, con lo que se obtiene la lámina de acero que se utiliza para discos de freno. La lámina de acero laminada en caliente se mantiene preferiblemente a una temperatura superior a 750° C a 900° C durante aproximadamente diez horas en un horno de caja de tipo discontinuo. La lámina de acero recocido tiene una dureza de 75 a 88 HRB (dureza Rockwell B) adecuada para
30 discos de freno y, por lo tanto, utilizada para discos de freno.

35 La lámina de acero se mecaniza para formar un disco mediante punzonado o similar. Una zona predeterminada del disco (una parte de fricción que es friccionada por las pastillas de freno) es templada, por lo que se obtiene un disco de freno. De acuerdo con la presente invención, el tratamiento de temple se lleva a cabo de manera que una temperatura de temple es una temperatura superior a 1000° C dentro de una región γ y una velocidad de enfriamiento es de 1° C/s o más.

40 La temperatura de temple se ajusta preferiblemente a una temperatura dentro de una región γ , particularmente a una temperatura superior a 1000° C. El término "región γ " utilizado aquí significa una región de temperatura en la que una fase de austenita (γ) ocupa el 75 por ciento en volumen o más en el acero. Si la temperatura de temple es superior a 1000° C, el disco de freno tiene una dureza adecuada después del temple y presenta una estructura martensítica que tiene granos antes de γ con un diámetro promedio de 8 μ m o más; por lo tanto, se evita que se reduzca la dureza del disco de freno después de mantenerse a alta temperatura tal como se ha descrito anteriormente, es decir, el disco de freno ha mejorado notablemente la resistencia a ablandamiento por revenido. Si la temperatura de enfriamiento es de 1000° C o inferior, la zona predeterminada presenta una dureza notablemente reducida después
45 de mantenerse a alta temperatura. En vista de la resistencia a ablandamiento por revenido, la temperatura de temple es preferiblemente superior a 1050° C y más preferiblemente superior a 1100° C.

50 Si la temperatura de enfriamiento es superior a 1200° C, se forma una gran cantidad de δ -ferrita y, por lo tanto, la fase de austenita (γ) no se forma en un 75 por ciento en volumen o más en algunos casos y los granos antes de γ pueden tener un diámetro promedio de 15 μ m o más dado que un aumento de la temperatura acelera el crecimiento de los granos. Por lo tanto, la temperatura de temple es preferiblemente de 1200° C o menos. En vista de la templabilidad, la temperatura de temple es preferiblemente de 1150° C o menos.

55 Para transformar suficientemente la ferrita en austenita, el tiempo de mantenimiento durante el tratamiento de temple es preferiblemente de 30 s o más.

60 Después de calentarse, el disco se enfría a un punto Ms (temperatura de inicio de transformación martensítica) o menos a una velocidad de 1° C/s o más y preferiblemente a 200° C o menos. Cuando su velocidad de enfriamiento es inferior a 1° C/s, una parte de la fase de austenita formada a una temperatura de temple se transforma en una fase de ferrita y, por lo tanto, la cantidad de una fase de martensita disminuye; por lo tanto, el disco no puede tener la dureza adecuada después del temple. Su velocidad de enfriamiento es preferiblemente de 5 a 500° C/s. Para lograr una dureza de temple constante, su velocidad de enfriamiento es preferiblemente de 100° C/s o más.

El disco de freno obtenido tal como se ha descrito anteriormente es excelente en resistencia a ablandamiento por revenido y tenacidad. Tiene una composición de acero inoxidable martensítico bajo en carbono. La parte de fricción que es friccionada por las pastillas de freno presenta una estructura martensítica que tiene granos antes de γ con un diámetro promedio de entre 8 y menos de 15 μm . El disco de freno es excelente en resistencia a ablandamiento por revenido y tenacidad. Una técnica de calentamiento para temple no está particularmente limitada y, en vista de la producibilidad, es preferible calentamiento por inducción de alta frecuencia.

La presente invención se describirá ahora con más detalle con referencia a unos ejemplos.

10 Ejemplos

Se produjeron aceros fundidos que presentaban composiciones mostradas en la Tabla 1 en un horno de fusión de alta frecuencia y después se fundieron en barras. Las barras se laminaron en caliente para formar láminas de acero laminadas en caliente (un grosor de 5 mm). Las láminas de acero laminadas en caliente fueron recocidas de manera que las láminas de acero laminadas en caliente se calentaron a 800° C durante ocho horas en una atmósfera de gas reductora y después se enfriaron gradualmente. Las láminas de acero laminadas en caliente resultantes se descalcificaron por decapado, con lo que se prepararon los materiales del disco de freno.

Se tomaron unos especímenes (tamaño: 5 x 30 mm x 30 mm) de los materiales del disco de freno. Los especímenes se calentaron a temperaturas de temple (un tiempo de mantenimiento de un minuto) y después se enfriaron a las velocidades que se muestran en la tabla 2. Se tomaron muestras de los especímenes templados. Las muestras se observaron en busca de microestructuras metálicas, se midió la cantidad de Nb precipitado y se sometieron a una prueba de estabilidad de endurecimiento, una prueba de resistencia a ablandamiento por revenido y una prueba de tenacidad después del revenido. Los procedimientos de las pruebas fueron tal como se describe a continuación.

25 (1) Observación de la microestructura metálica.

Se tomó una muestra para observación de la microestructura metálica de cada muestra templada. Se pulió una sección transversal de la muestra que era paralela a la dirección de laminación en caliente y la dirección del grosor y después se grabó con una solución alcalina de reactivo de Murakami de prusiato rojo (10 g de un prusiato rojo, 10 g de potasio cáustico (hidrato de potasio), y 100 cc de agua), con lo cual quedaron expuestos los límites de grano antes de γ . Se observaron cinco o más campos (un campo: 0,2 mm x 0,2 mm) con un microscopio óptico (un aumento de 400). El área de los granos contenidos en cada campo de visión se midió con un dispositivo de análisis de imagen, con lo que se determinaron los diámetros de círculo equivalentes de los granos. Se promediaron los diámetros de círculo equivalentes de los granos, con lo que se determinó el diámetro promedio de los granos antes de γ de la muestra.

(2) Medición de la cantidad de Nb precipitado.

Se tomó una muestra para extracción electrolítica de cada espécimen templado. La muestra se sometió a electrólisis utilizando un 10% en volumen de acetilacetona-1% en peso por volumen de electrolito cloruro de tetrametilamonio-metanol (tipo AA). Se extrajo un residuo del electrolito utilizando un filtro. El residuo extraído se midió para determinar la cantidad de Nb mediante espectrometría de emisión de plasma conectada inductivamente, con lo que se determinó la cantidad de Nb precipitado presente en forma de precipitados.

(3) Prueba de estabilidad de endurecimiento.

Cada muestra templada fue descalcificada por decapado y después se midió la dureza superficial HRC en cinco puntos con un medidor de dureza Rockwell según JIS Z 2245. Se promediaron las mediciones obtenidas, con lo que se determinó la dureza después del temple.

(4) Prueba de resistencia a ablandamiento por revenido

Cada muestra templada fue revenida (se calentó, se mantuvo, y después se enfrió con aire) en las condiciones que se muestran en la tabla 2. La muestra revenida fue descalcificada por decapado y después se midió la dureza HRC de la superficie en cinco puntos con un medidor de dureza Rockwell según JIS Z 2245. Las medidas obtenidas se promediaron, con lo que la muestra se evaluó para determinar la resistencia a ablandamiento por revenido.

(5) Prueba de tenacidad tras revenido.

Cada muestra fue templada y después fue revenida tal como se muestra en la Tabla 2. La muestra resultante se descalcificó por decapado y luego se cortó en cinco probetas con muesca en V (una anchura de 5 mm, tamaño inferior) según JIS Z 2202. Las probetas se sometieron a una prueba de impacto Charpy según JIS Z 2242, con lo

que se midió el impacto Charpy de las probetas para a una temperatura de prueba de 25° C. Los valores de las cinco probetas fueron promediados. Si el promedio era de 50 J/cm² o más, la dureza de la muestra se evaluó como no problemática para un uso práctico.

5 Los resultados obtenidos fueron resumidos en la tabla 2.

10 La temperatura máxima de las regiones γ que se muestra en la tabla 2 se refiere a una temperatura máxima a la cual se forma una fase de austenita (γ) en un 75 por ciento en volumen o más. A una temperatura superior a la temperatura máxima, se incrementa una fase δ (fase de ferrita) y, por lo tanto, la fase γ no puede formarse en un 75 por ciento en volumen o más.

Tabla 1

Acero nº	Componentes químicos (porcentaje en masa)																Valor del lado izquierdo de la desigualdad (1)	Valor término medio de la desigualdad (2)	Observaciones
	C	S	Mn	P	S	Al	Cr	N	Nb	Cu	Mo	Ni	Otros						
1A	0,044	0,23	1,54	0,03	0,003	0,002	12,12	0,022	-	-	-	-	-	38,4	0,066	Ejemplo comparativo			
1B	0,023	0,33	1,52	0,02	0,004	0,004	12,33	0,036	-	-	-	-	-	43,0	0,059	Ejemplo comparativo			
1C	0,041	0,08	1,52	0,02	0,005	0,003	12,31	0,035	-	-	-	-	V: 0,04	35,8	0,076	Ejemplo comparativo			
1D	0,040	0,27	1,55	0,03	0,005	0,003	12,20	0,038	-	-	0,01	0,13	-	35,6	0,078	Ejemplo comparativo			
1E	0,039	0,33	0,80	0,02	0,005	0,002	11,82	0,036	-	0,83	-	0,15	V: 0,08	35,9	0,075	Ejemplo comparativo			
1F	0,052	0,28	1,40	0,02	0,003	0,003	12,40	0,021	-	0,60	-	-	-	37,2	0,073	Ejemplo comparativo			
1G	0,043	0,23	1,34	0,02	0,002	0,023	13,43	0,008	-	2,55	-	-	-	41,7	0,051	Ejemplo comparativo			
1H	0,042	0,15	1,45	0,02	0,003	0,003	12,22	0,048	0,13	-	-	-	-	37,1	0,072	Ejemplo comparativo			
1I	0,041	0,86	1,43	0,03	0,004	0,003	10,68	0,036	-	-	-	-	Co: 0,13	35,7	0,077	Ejemplo comparativo			
1J	0,041	0,26	1,84	0,02	0,004	0,005	12,18	0,036	-	-	-	-	B: 0,0025	35,1	0,077	Ejemplo comparativo			
1K	0,042	0,33	1,45	0,03	0,003	0,003	12,33	0,044	0,23	-	-	0,16	-	41,9	0,054	Ejemplo comparativo			
1L	0,082	0,18	1,08	0,03	0,005	0,003	11,85	0,039	0,45	0,33	-	-	-	37,2	0,058	Ejemplo			
1M	0,040	0,12	1,55	0,03	0,008	0,003	13,85	0,048	0,15	0,43	0,04	0,69	-	38,7	0,067	Ejemplo			
1N	0,044	0,03	1,33	0,03	0,004	0,033	12,22	0,036	0,06	-	0,41	0,42	Ca: 0,0015, Co: 0,15	38,9	0,072	Ejemplo comparativo			
1O	0,051	0,31	0,78	0,02	0,005	0,003	12,45	0,015	0,04	0,33	0,03	0,56	Ti: 0,15	39,9	0,060	Ejemplo comparativo			
1P	0,052	0,29	1,56	0,03	0,003	0,003	12,22	0,011	-	-	-	0,13	V: 0,05	38,5	0,063	Ejemplo comparativo			
1Q	0,044	0,27	1,50	0,02	0,004	0,002	12,17	0,040	0,13	-	-	0,23	V: 0,13	37,0	0,066	Ejemplo comparativo			
1R	0,043	0,25	1,53	0,02	0,003	0,003	12,15	0,041	0,13*	0,72*	-	0,12	V: 0,14	35,4	0,066	Ejemplo comparativo			
1S	0,034	0,24	0,33	0,03	0,003	0,005	12,44	0,035	-	-	-	0,13	-	44,7	0,069	Ejemplo comparativo			
1T	0,015	0,11	1,88	0,03	0,003	0,005	11,80	0,009	-	0,35	-	-	V: 0,09	43,6	0,024	Ejemplo comparativo			
1U	0,055	0,21	0,43	0,02	0,004	0,003	12,33	0,055	0,10	-	0,38	0,17	-	41,5	0,096	Ejemplo comparativo			

*) Un contenido en Cu de 0,05% o menos está dentro del ámbito de la presente invención si Nb está contenido.

Tabla 2

Material de prueba nº	Acero nº	Temperatura máxima de regiones γ (°C)	Tratamiento de temple		Estabilidad endurecimiento		Microestructura	Nb precipitado /Nb total	Tratamiento revenido		Resistencia a ablandamiento por revenido		Tenacidad tras revenido	Observaciones
			Temperatura de temple (°C)	Temperatura de enfriamiento** (°C/s)	Dureza tras temple HRC	Evaluación*			Diámetro medio de los granos antes de γ (μm)	Temperatura de mantenimiento (°C)	Tiempo de espera (h)	Dureza tras revenido (HRC)		
1			950	10	34	o Superior	5	-	600	2	22	115	Ejemplo comparativo	
2			1000	10	35	o Superior	7	-	600	2	23	111	Ejemplo comparativo	
3	1A	1170	1050	10	35	o Superior	8	-	600	2	27	101	Ejemplo comparativo	
4			1100	10	35	o Superior	11	-	600	2	27	90	Ejemplo comparativo	
5			1150	10	34	o Superior	12	-	600	2	28	86	Ejemplo comparativo	
6			1200	10	30	x Inferior	14	-	600	2	24	82	Ejemplo comparativo	
7			1000	10	35	o Superior	5	-	600	1	23	115	Ejemplo comparativo	
8			1050	10	35	o Superior	9	-	600	1	27	105	Ejemplo comparativo	
9	1B	1150	1100	10	35	o Superior	11	-	600	1	28	88	Ejemplo comparativo	
10			1150	10	33	o Superior	12	-	600	1	27	85	Ejemplo comparativo	
11			1180	10	30	x Inferior	13	-	600	1	24	83	Ejemplo comparativo	
12			1000	200	37	o Superior	6	-	600	2	24	110	Ejemplo comparativo	
13			1050	200	37	o Superior	8	-	600	2	29	98	Ejemplo comparativo	
14			1150	200	36	o Superior	13	-	600	2	30	82	Ejemplo comparativo	
15			1200	200	31	x Inferior	14	-	600	2	25	78	Ejemplo comparativo	
16			1000	100	37	o Superior	5	-	600	2	26	120	Ejemplo comparativo	
17	1D	1170	1030	100	37	o Superior	8	-	600	2	28	109	Ejemplo comparativo	
18			1100	100	37	o Superior	12	-	600	2	29	95	Ejemplo comparativo	
19			1150	100	37	o Superior	14	-	600	2	30	92	Ejemplo comparativo	
20			1000	10	36	o Superior	7	-	600	1	25	110	Ejemplo comparativo	
21			1050	10	36	o Superior	9	-	600	1	29	99	Ejemplo comparativo	
22			1170	10	36	o Superior	13	-	600	1	30	85	Ejemplo comparativo	
23			1200	10	31	x Inferior	14	-	600	1	25	78	Ejemplo comparativo	
24	1F	1170	1000	10	36	o Superior	6	-	600	1	23	111	Ejemplo comparativo	
25			1050	10	36	o Superior	8	-	600	1	27	95	Ejemplo comparativo	
26			1150	10	36	o Superior	13	-	600	1	28	89	Ejemplo comparativo	
27			1250	10	35	o Superior	25	-	600	1	26	28	Ejemplo comparativo	

*) Las muestras con una dureza después del temple de 32 a 38 HRC fueron evaluadas como superior (o) y las otras fueron evaluadas como inferior (x).

***) Velocidad de enfriamiento promedio hasta 200° C.

Tabla 3

Material de prueba n°	Acero n°	Temperatura máxima de regiones γ (°C)	Tratamiento de temple		Estabilidad endurecimiento		Microestructura	Nb precipitado /Nb total	Tratamiento revenido		Resistencia a ablandamiento por revenido	Tenacidad tras revenido	Observaciones
			Temperatura de temple (°C)	Temperatura de enfriamiento (°C/s)	Dureza tras temple HRC	Evaluación*			Diámetro medio de los granos de γ (μm)	Temperatura de mantenimiento (°C)			
28			1000	5	33	o Superior	5	-	600	1	25	91	Ejemplo comparativo
29			1050	5	33	o Superior	8	-	600	1	30	82	Ejemplo comparativo
30	1G	1150	1150	5	32	o Superior	12	-	600	1	31	66	Ejemplo comparativo
31			1200	5	30	x Inferior	14	-	600	1	25	60	Ejemplo comparativo
32			1000	5	36	o Superior	5	0,82	600	2	25	112	Ejemplo comparativo
33			1050	5	36	o Superior	8	0,73	600	2	30	105	Ejemplo comparativo
34-1	1H	1200	1150	5	36	o Superior	12	0,61	600	2	31	87	Ejemplo comparativo
34-2			1200	5	35	o Superior	14	0,55	600	2	31	75	Ejemplo comparativo
35			1230	5	31	x Inferior	20	0,37	600	2	26	27	Ejemplo comparativo
36			1000	10	36	o Superior	6	-	600	1	23	115	Ejemplo comparativo
37			1050	10	36	o Superior	8	-	600	1	27	99	Ejemplo comparativo
38			1100	10	36	o Superior	11	-	600	1	27	92	Ejemplo comparativo
39	1I	1170	1150	0,1	31	x Inferior	13	-	600	1	25	65	Ejemplo comparativo
40			1150	10	36	o Superior	13	-	600	1	28	84	Ejemplo comparativo
41			1000	10	37	o Superior	5	-	600	2	23	108	Ejemplo comparativo
42	1J	1170	1050	10	37	o Superior	9	-	600	2	27	105	Ejemplo comparativo
43			1170	10	36	o Superior	14	-	600	2	28	81	Ejemplo comparativo
44	1K	1170	1000	10	33	o Superior	4	0,85	600	2	25	105	Ejemplo comparativo
45			1150	10	32	o Superior	12	0,58	600	2	31	80	Ejemplo comparativo
46			1000	10	35	o Superior	4	0,81	600	5	25	92	Ejemplo comparativo
47			1100	10	35	o Superior	10	0,68	600	5	30	70	Ejemplo comparativo
48	1L	1230	1150	10	35	o Superior	12	0,61	600	5	31	64	Ejemplo comparativo
49			1220	10	34	o Superior	18	0,56	600	5	31	29	Ejemplo comparativo
50			1000	10	35	o Superior	4	0,79	600	1	26	88	Ejemplo comparativo
51	1M	1200	1150	10	35	o Superior	12	0,60	600	1	33	60	Ejemplo comparativo
52			1230	10	31	x Inferior	21	0,35	600	1	26	22	Ejemplo comparativo

) Las muestras con una dureza después del temple de 32 a 38 HRC fueron evaluadas como superior (o) y las otras fueron evaluadas como inferior ().

**) Velocidad de enfriamiento promedio hasta 200° C.

Tabla 4

Material de prueba n°	Acero n°	Temperatura máxima de regiones γ (°C)	Tratamiento de temple		Estabilidad endurecimiento		Microestructura		Nb precipitado /Nb total	Tratamiento revenido		Resistencia a ablandamiento por revenido		Tenacidad tras revenido		Observaciones
			Temperatura de temple (°C)	Temperatura de enfriamiento (°C/s)	Dureza tras temple HRC	Evaluación*	Diámetro medio de los granos antes de γ (μm)	Temperatura de mantenimiento (°C)		Tiempo de espera (h)	Dureza tras revenido (HRC)	Valor de impacto Charpy (J/cm ²)				
53			1000	1	34	o Superior	5		0,85	600	1	26	102	Ejemplo comparativo		
54	1N	1200	1150	1	34	o Superior	12		0,62	600	1	33	90	Ejemplo comparativo		
55			1000	10	35	o Superior	5		0,79	600	1	26	80	Ejemplo comparativo		
56	1O	1200	1150	10	35	o Superior	13		0,59	600	1	33	69	Ejemplo		
57			1000	10	35	o Superior	7		-	600	2	24	115	Ejemplo comparativo		
58	1P	1170	1050	10	35	o Superior	8		-	600	2	29	99	Ejemplo comparativo		
59			1150	10	35	o Superior	11		-	600	2	29	88	Ejemplo comparativo		
60			1200	10	35	o Superior	13		-	600	2	30	81	Ejemplo comparativo		
61			1000	5	35	o Superior	5		0,80	600	10	26	108	Ejemplo comparativo		
62			1050	10	35	o Superior	11		0,66	600	10	32	91	Ejemplo comparativo		
63-1	1Q	1200	1100	10	35	o Superior	13		0,61	600	10	33	88	Ejemplo comparativo		
63-2			1150	10	35	o Superior	14		0,56	600	10	33	73	Ejemplo comparativo		
64	1R	1200	1150	10	35	o Superior	13		0,62	600	2	33	20	Ejemplo comparativo		
65			1000	10	32	o Superior	7		-	600	1	22	113	Ejemplo comparativo		
66	1S	1050	1050	10	32	o Superior	8		-	600	1	26	108	Ejemplo comparativo		
67			1100	10	31	x Inferior	11		-	600	1	26	85	Ejemplo comparativo		
68			1000	10	31	x Inferior	6		-	600	1	21	121	Ejemplo comparativo		
69			1100	10	31	x Inferior	11		-	600	1	24	101	Ejemplo comparativo		
70	1T	1150	1150	10	30	x Inferior	13		-	600	1	25	95	Ejemplo comparativo		
71			1200	10	27	x Inferior	14		-	600	1	21	89	Ejemplo comparativo		
72			1000	10	41	x Inferior	7		0,78	600	1	32	103	Ejemplo comparativo		
73			1100	10	41	x Inferior	11		0,69	600	1	35	83	Ejemplo comparativo		
74	1U	1170	1150	10	40	x Inferior	13		0,60	600	1	35	79	Ejemplo comparativo		
75			1230	10	32	o Superior	20		0,33	600	1	25	18	Ejemplo comparativo		

*) Las muestras con una dureza después del temple de 32 a 38 HRC fueron evaluadas como superior (o) y las otras fueron evaluadas como inferior (x).
 **) Velocidad de enfriamiento promedio hasta 200° C.

Los ejemplos de la presente invención tienen una dureza después del temple de 32 a 38 HRC y también tienen una excelente estabilidad de endurecimiento, una excelente resistencia a ablandamiento por revenido, y una excelente tenacidad. Los ejemplos comparativos que están fuera del ámbito de la presente invención tienen una dureza después del temple que está fuera de un rango de 32 a 38 HRC o tienen una resistencia a ablandamiento por
5 revenido bajo o una tenacidad baja. Los ejemplos comparativos que tienen granos antes de γ con un diámetro promedio que está fuera del alcance de la presente invención tienen una dureza baja e insatisfactoria después del revenido.

Aplicabilidad industrial

10

De acuerdo con la presente invención, puede producirse el siguiente disco a un bajo coste ajustando el diámetro de los granos antes de austenita a un rango apropiado: un disco de freno que tiene una dureza adecuada después del temple de 32 a 38 HRC, una resistencia a ablandamiento por revenido alta o excelente, y una tenacidad excelente. Esto es industrialmente importante.

15

REIVINDICACIONES

1. Disco de freno con excelente resistencia a ablandamiento por revenido y tenacidad, con una estructura martensítica que tiene granos antes de austenita con un diámetro promedio de entre 8 μm y menos de 15 μm ,
 5 conteniendo el disco de freno, en masa, 0,01% o más y 0,1% o menos de C, 0,05% o más y 1,0% o menos de Si, 0,3% o más y 2,0% o menos de Mn, 10,5% o más y 15,0% o menos de Cr, entre más de 0,03% y 0,1% o menos de N, 0,02% o más y 0,6% o menos de Nb, entre 0,01% y 0,5% de Cu y conteniendo opcionalmente uno o más seleccionados de entre 0,01% y 2,0% de Mo, entre 0,10% y 2,0% de Ni, entre 0,01% y 1,0% de Co, entre 0,02% y 0,3% de Ti, entre 0,02% y 0,3% de V, entre 0,02% y 0,3% de Zr, entre 0,02% y 0,3% de Ta, entre 0,0005% y
 10 0,0050% de B y entre 0,0005% y 0,0050% de Ca, siendo el resto Fe e impurezas inevitables, de modo que se cumplen las siguientes desigualdades (1) y (2):

$$5\text{Cr} + 10\text{Si} + 15\text{Mo} + 30\text{Nb} - 9\text{Ni} - 5\text{Mn} - 3\text{Cu} - 225\text{N} - 270\text{C} < 45 \quad (1)$$

$$0,03 \leq \{ \text{C} + \text{N} - (13 / 92) \text{Nb} \} \leq 0,09 \quad (2)$$

$$15 \quad 0,5 < (\text{Nb precipitado} / \text{Nb total}) \leq 0,7 \quad (3)$$

donde Cr, Si, Mo, Nb, Ni, Mn, Cu, N, y C representan, cada uno, el contenido de los elementos correspondientes, en porcentaje en masa y el Nb precipitado y el Nb total que representan la cantidad de Nb precipitado en forma de precipitado y la cantidad de Nb total contenido, respectivamente, cumplen la desigualdad anterior (3).
 20

2. Disco de freno de acuerdo con la reivindicación 1, que tiene una dureza de 30 HRC o más después del revenido a 600° C durante una hora.

FIG. 1

