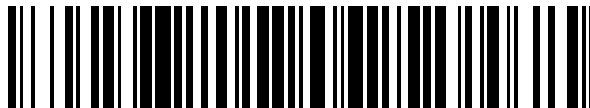


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 548 854**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/34	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	F16F 1/02	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)		
C22C 38/44	(2006.01)		
C22C 38/46	(2006.01)		
C22C 38/48	(2006.01)		
C22C 38/50	(2006.01)		
C22C 38/54	(2006.01)		
C21D 9/52	(2006.01)		
C22C 38/42	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **20.02.2006** **E 06003428 (7)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **23.09.2015** **EP 1698712**

54 Título: **Aceros para resortes de alta resistencia con excelente trabajabilidad en frío y estabilidad de la calidad**

30 Prioridad:

03.03.2005 JP 2005059371

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

21.10.2015

73 Titular/es:

**KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (100.0%)
10-26, WAKINOHAMA-CHO 2-CHOME, CHUO-KU
KOBÉ-SHI, HYOGO 651-8585, JP**

72 Inventor/es:

**KOCHI, TAKUYA;
YAGUCHI, HIROSHI y
YOSHIHARA, NAO**

74 Agente/Representante:

UNGRÍA LÓPEZ, Javier

ES 2 548 854 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

Aceros para resortes de alta resistencia con excelente trabajabilidad en frío y estabilidad de la calidad

5 La presente invención se refiere a aceros para resortes de alta resistencia con excelente trabajabilidad en frío y estabilidad de la calidad. Más específicamente, se refiere a aceros para resortes de alta resistencia que tienen excelente trabajabilidad en frío y calidad altamente estable después del templado/revenido en la fabricación de resortes. Los aceros para resortes de acuerdo con la presente invención pueden usarse en fabricación de piezas de acero en diversos campos tal como los campos de máquinas de transporte tales como automóviles y barcos, y de
10 máquinas industriales. Los aceros para resortes se describirán tomando piezas de automóviles como un ejemplo representativo de aplicación.

Hay una demanda de alta resistencia en materiales de acero que constituyen piezas de automóviles tal como resortes de válvula y resortes de suspensión acompañados de la demanda de reducción de tamaño y espesor de
15 piezas de automóviles con el fin de reducir los pesos de los automóviles. Las altas resistencias de materiales de acero se consiguen generalmente incrementando los contenidos de elementos de aleación. Tales contenidos incrementados de elementos de aleación, sin embargo, reducen la trabajabilidad en la fabricación de resortes. Se muestran procesos generales de fabricación de resortes más adelante. Los contenidos incrementados de elementos de aleación de materiales de acero pueden a menudo dar pie a la rotura durante procesos de trefilado y escurpado
20 para ajustar el diámetro de cable y/o retirar defectos superficiales (posteriormente en este documento estos procesos se denominan "procesos de pre-trabajado" en contraste con un proceso de espiralización de resortes.

<Fabricación de resortes espiralizados por calor>

25 Un acero para resortes se somete secuencialmente a un proceso de decapado y revestimiento, un proceso de trefilado y escurpado, un proceso de calentamiento, un proceso de espiralización en caliente, un proceso de templado, un proceso de revenido, un proceso de pretensado y granallado, y un proceso de revestimiento (pintura), produciéndose de esta manera un producto de resorte.

30 <Fabricación de resortes espiralizados en frío>

Un acero para resortes se somete secuencialmente a un proceso de decapado y revestimiento, un proceso de trefilado y escurpado, un proceso de calentamiento, un proceso de templado, un proceso de revenido, un proceso de
35 espiralización en frío, un proceso de recocido, un proceso de pretensado y granallado, y un proceso de revestimiento (pintura), produciéndose de esta manera un producto de resorte.

Como posibles soluciones a estos problemas, la publicación de patente japonesa abierta a inspección pública (no examinada) (JP-A) nº 2004-263247, por ejemplo, divulga una técnica para prevenir la rotura durante un proceso de trefilado controlando los contenidos de elementos de aleación para controlar así la dureza de un acero laminado. El
40 documento JP-A nº 06-184697 divulga una técnica para asegurar la trabajabilidad en frío controlando la segregación de componentes de un acero.

Las piezas de resorte para uso en automóviles son piezas importantes desde el punto de vista de la seguridad y deben mantener una alta calidad durante un largo tiempo para evitar daños, tales como el desconchado. Para
45 satisfacer este requisito, los aceros para resortes deben mantener excelentes propiedades incluso después del templado/revenido en la fabricación de resortes. En las técnicas convencionales, sin embargo, la estabilidad de la calidad después del templado/revenido no es lo suficientemente considerada, aunque se consideran mejoras en la procesabilidad en el trefilado.

50 En estas circunstancias, un objeto de la presente invención es proporcionar aceros para resortes de alta resistencia que exhiban excelente trabajabilidad en frío durante los procesos de pre-trabajado (trabajado en frío) tales como trefilado y escurpado en la fabricación de resortes y muestren de manera estable excelentes propiedades después del templado/revenido.

55 El aspecto de la presente invención reside por lo tanto en un acero para resortes de alta resistencia con excelente trabajabilidad en frío y estabilidad de la calidad, que consiste en:

60 0,35 a 0,65 por ciento en masa de C,
1,4 a 2,5 por ciento en masa de Si,
0,1 a 1,0 por ciento en masa de Mn,
0,2 a 2,0 por ciento en masa de Cr,
0,1 a 1,0 por ciento en masa de Ni,
0,1 a 1,0 por ciento en masa de Cu,
65 0,020 por ciento en masa o menos (excluyendo el 0 por ciento en masa) de P,
0,020 por ciento en masa o menos (excluyendo el 0 por ciento en masa) de S,
0,006 por ciento en masa o menos (excluyendo el 0 por ciento en masa) de N, y

0,1 por ciento en masa o menos (excluyendo el 0 por ciento en masa) de Al, en el que $W_p(\text{Fe})$ y $W(\text{C})$ satisfacen la siguiente condición: $W_p(\text{Fe}) > 5 \times W(\text{C})$, en la que $W_p(\text{Fe})$ es el contenido de Fe (porcentaje en masa) que constituye los precipitados que contienen Fe en el acero; y $W(\text{C})$ es el contenido de carbono (porcentaje en masa) del acero, opcionalmente al menos uno seleccionado del grupo que consiste en: 0,02 a 0,1 por ciento en masa de Ti, 0,02 a 0,3 por ciento en masa de V, y 0,003 a 0,1 por ciento en masa de Nb, en el que $W_p(\text{M})$ y $W(\text{M})$ satisfacen la siguiente condición: $W_p(\text{M}) > 0,5 \times W(\text{M})$, en la que $W_p(\text{M})$ es el contenido total de Ti, V y Nb (porcentaje en masa) que constituyen los precipitados que contienen (Ti, V, Nb) en el acero; y $W(\text{M})$ es el contenido total de Ti, V y Nb (porcentaje en masa) del acero, opcionalmente al menos uno de 0,1 a 0,5 por ciento en masa de Mo y 0,0003 a 0,001 por ciento en masa de B, siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

En el acero para resortes de alta resistencia de acuerdo con el aspecto de la presente invención, los granos de cristal Fe-bcc en una estructura metalográfica tienen preferentemente un tamaño de grano medio D_{med} de 20 μm o menos y un tamaño máximo de grano D_{max} de 80 μm o menos.

Los aceros para resortes de acuerdo con el aspecto de la presente invención pueden producir eficientemente, por ejemplo, piezas de resorte para automóviles que presentan propiedades estables durante un largo tiempo sin rotura durante los procesos de fabricación.

Se harán evidentes objetos, características y ventajas adicionales de la presente invención a partir de la siguiente descripción de las realizaciones preferidas con referencia a los dibujos adjuntos.

La FIG. 1 muestra un ejemplo de un plano de límites de grano de un acero de acuerdo con la presente invención analizado por SEM/EBSP; y la FIG. 2 es un gráfico que muestra la relación entre la resistencia a la tracción y la reducción de área en los ejemplos.

Los presentes inventores hicieron intensivas investigaciones para proporcionar aceros para resortes de alta resistencia que presentan excelente trabajabilidad en frío en procesos de pre-trabajado (trabajado en frío) tal como trefilado y escarpado y tienen propiedades estables incluso después del templado/revenido en la fabricación de resortes.

Los inventores hicieron inicialmente investigaciones detalladas sobre la relación entre las propiedades de aceros en procesos de pre-trabajado y las de después del templado/revenido en la fabricación de resortes. Se halló que, cuando ocurren microdefectos (también llamados defectos inducidos por el trabajado) tal como fisuraciones en los aceros, durante los procesos de pre-trabajado e incluso aunque los microdefectos no conduzcan a la rotura, los microdefectos pueden dar pie a propiedades deterioradas de los materiales de acero después del templado/revenido y pueden conducir a una fractura temprana de los productos, y esta tendencia aumenta marcadamente con las resistencias crecientes de los materiales de acero.

Los inventores siguieron investigando sobre los microdefectos y hallaron que los aceros laminados (aceros para resortes) se controlan generalmente para que tengan una estructura metalográfica como una mezcla de ferrita y perlita para mejor trabajabilidad y se evita que tengan estructuras superenfriadas tales como martensita y bainita que causan fractura, pero incluso cuando se controla la estructura metalográfica para que sea una estructura sustancialmente en dos fases, incluyendo ferrita y perlita, pueden ocurrir microdefectos durante el pre-trabajado.

En consecuencia, realizaron investigaciones adicionales sobre las causas de los microdefectos y hallaron que tales aceros para resortes de alta resistencia comprenden cantidades relativamente grandes de elementos de aleación tal como se ha descrito anteriormente, y tales elementos de aleación pueden enriquecerse fácilmente en precipitados que contienen Fe (carburos a base de hierro, comprendiendo principalmente cementita) en perlita para con ello reducir la deformabilidad de los precipitados que contienen hierro y que esto es lo que causa principalmente los microdefectos. Basándose en estos hallazgos también encontraron que es importante aumentar el contenido de Fe de los precipitados que contienen hierro en el acero para con ello mejorar la deformabilidad de modo que se inhiban o reduzcan los microdefectos.

Se han considerado los siguientes puntos en el incremento del contenido de Fe de los precipitados que contienen hierro en el acero.

(1) Suponiendo que la estructura metalográfica de un acero laminado es una mezcla de ferrita y perlita, la cantidad de precipitado de los precipitados que contienen hierro que constituyen perlita se determina por el contenido de carbono del acero. Si el acero comprende además estructuras superenfriadas además de ferrita y perlita, la cantidad de precipitado de los precipitados que contienen hierro se hace significativamente más bajo que la calculada basándose en el contenido de carbono.

(2) El contenido de Fe de precipitados que contienen hierro en el acero decrece cuando se añaden elementos de aleación.

Basándose en estas consideraciones, los presentes inventores hallaron que para asegurar la trabajabilidad durante los procesos de pre-trabajado, para inhibir los microdefectos que pueden ocurrir durante el pre-trabajado, y para con

ello evitar que las propiedades se deterioren después del templado/revenido, es importante controlar la relación entre el contenido de Fe que constituye precipitados que contienen hierro en el acero y el contenido de carbono del acero. En consecuencia, hallaron que esto puede conseguirse satisfaciendo la condición: $W_p(\text{Fe}) > 5 \times W(\text{C})$, en la que $W_p(\text{Fe})$ es el contenido de Fe (porcentaje en masa) que constituye precipitados que contienen hierro (carburos a base de hierro que comprenden principalmente cementita) en el acero; y $W(\text{C})$ es el contenido de carbono (porcentaje en masa) del acero. Controlando así el contenido de Fe que constituye precipitados que contienen hierro en el acero y el contenido de carbono del acero, pueden obtenerse estructuras que incluyen mínimas estructuras superenfriadas. Cuando los elementos de aleación están enriquecidos en precipitados que contienen hierro o forman carburos de aleación, la condición: $W_p(\text{Fe}) > 5 \times W(\text{C})$ puede no ser satisfecha incluso cuando no ocurre superenfriamiento. Además, pueden obtenerse aceros para resortes que tengan una trabajabilidad en frío mejorada durante los procesos de pre-trabajado y pueden obtenerse microdefectos reducidos, ya que los precipitados que contienen hierro en el acero tienen un contenido de Fe más alto. Los parámetros $W_p(\text{Fe})$ y $W(\text{C})$ satisfacen preferentemente la condición: $W_p(\text{Fe}) > 7 \times W(\text{C})$.

15 Cuando los aceros comprenden además Ti, V, y/o Nb, estos elementos deben considerarse. Si los aceros contienen nitrógeno disuelto, los aceros tienen una deformabilidad deteriorada. Para evitar esto se añaden Ti y/o Nb que forman fácilmente nitruros con el nitrógeno para con ello fijar el nitrógeno disuelto como nitruros. Así, puede mejorarse la deformabilidad de los materiales de acero. Adicionalmente, los carbonitruros de Ti, V, y N refinan eficazmente la estructura y contribuyen a una ductilidad incrementada. El titanio (Ti) actúa para formar sulfuros con S para con ello producir S inocuo. Si están presentes Ti, V, y Nb como soluciones sólidas, sin embargo, se pueden formar a menudo estructuras superenfriadas.

Así, la mayor parte de Ti, V, y Nb, si se añade, debe formar preferentemente precipitados, tales como carbonitruros para reducir las estructuras superenfriadas causadas por estos elementos, para asegurar una trabajabilidad en frío satisfactoria y para inhibir los microdefectos. En consecuencia, los parámetros $W_p(\text{M})$ y $W(\text{M})$ satisfacen preferentemente la condición: $W_p(\text{M}) > 0,5 \times W(\text{M})$ y satisfacen más preferentemente la condición: $W_p(\text{M}) > 0,7 \times W(\text{M})$, en la que $W_p(\text{M})$ es el contenido total de Ti, V y Nb (porcentaje en masa) que constituyen los precipitados que contienen (Ti, V, Nb) (precipitados que contienen al menos uno seleccionado del grupo que consiste en Ti, V y Nb) en el acero; y $W(\text{M})$ es el contenido total de Ti, V y Nb (porcentaje en masa) del acero.

Para inhibir de manera fiable la rotura y microdefectos durante el pre-trabajado (trabajado en frío), se recomienda el control de la estructura de una matriz, además del control de precipitados, para con ello mitigar la concentración de tensión. Los presentes inventores hallaron que los granos gruesos de cristal de la matriz causan rotura y microdefectos durante el trefilado, y que la presencia de granos gruesos de cristal a menudo induce rotura y/o microdefectos incluso aunque el tamaño de grano medio de cristal sea pequeño. Para evitar la rotura y microdefectos, el tamaño de grano medio y el tamaño de grano máximo de los granos de cristal de la matriz se controlan de acuerdo con la presente invención.

Específicamente, hallaron que pueden evitarse la rotura y microdefectos durante el pre-trabajado (trabajado en frío) para con ello mantener excelentes propiedades después del templado/revenido permitiendo a los granos de cristal Fe-bcc como una estructura de matriz metálica tener un tamaño de grano medio D_{med} de 20 μm o menos y un tamaño máximo de grano D_{max} de 80 μm o menos. Cuanto más pequeños sean el tamaño de grano medio D_{med} y el tamaño de grano máximo D_{max} , mejores serán las ventajas. El tamaño de grano medio D_{med} es más preferentemente 15 μm o menos, y el tamaño de grano máximo D_{max} es más preferentemente 60 μm o menos.

La presente invención se caracteriza por controlar las morfologías de los precipitados y la estructura de la matriz como se ha descrito anteriormente. La composición del acero debe controlarse como sigue para conseguir fácilmente tales morfologías.

50 <Contenido de C: 0,35 a 0,65 por ciento en masa>

El carbono (C) es un elemento necesario para asegurar alta resistencia y el límite inferior de su contenido es de 0,35 por ciento en masa o más, preferentemente 0,38 por ciento en masa o más, y más preferentemente 0,40 por ciento en masa o más. Un contenido de carbono excesivamente alto, sin embargo, puede afectar adversamente a la ductilidad. De acuerdo con ello, el límite superior del contenido de carbono se define como 0,65 por ciento en masa en la presente invención, y es preferentemente 0,61 por ciento en masa, y más preferentemente 0,60 por ciento en masa.

60 <Contenido de Si: 1,4 a 2,5 por ciento en masa>

El silicio (Si) es un elemento efectivo para mejorar la resistencia al combado necesaria para los resortes. El contenido de Si debe ser del 1,4 por ciento en masa o más para asegurar la resistencia al combado necesaria para resortes que tienen resistencias tan altas como pretende la presente invención.

65 El contenido de Si es preferentemente 1,7 por ciento en masa o más, y más preferentemente 1,8 por ciento en masa o más. Sin embargo, el Si sirve también para acelerar la descarbonización y excesivo Si acelera la formación de una

capa descarbonada sobre la superficie del acero. Esto requiere un proceso de descamación para retirar la capa descarbonada y es desventajoso en coste de fabricación.

5 De acuerdo con ello, el límite superior del contenido de Si se define como el 2,5 por ciento en masa. El contenido de Si es preferentemente 2,3 por ciento en masa o menos, y más preferentemente 2,2 por ciento en masa o menos.

<Contenido de Mn: 0,1 a 1,0 por ciento en masa>

10 El manganeso (Mn) es un elemento útil que fija S, un elemento dañino en el acero, para formar MnS Inocuo. Para presentar efectivamente esta ventaja el contenido de Mn debería ser 0,1 por ciento en masa o más. Es preferentemente 0,15 por ciento en masa o más, y más preferentemente 0,20 por ciento en masa o más. Sin embargo, excesivo Mn puede provocar zonas de segregación, con ello inducir variación en el acero y causar estructuras superenfriadas. El manganeso está frecuentemente enriquecido en cementita para con ello reducir la deformabilidad de la cementita, tal como se ha descrito anteriormente. Por ello, el contenido de Mn se define como
15 1,0 por ciento en masa o menos y es preferentemente 0,7 por ciento en masa o menos, y más preferentemente 0,4 por ciento en masa o menos.

<Contenido de Cr: 0,2 a 2,0 por ciento en masa >

20 Desde el punto de vista de la creciente trabajabilidad en frío, el contenido de Cr es preferentemente bajo. El cromo (Cr), sin embargo, es un elemento efectivo para asegurar la resistencia después del revenido y aumentar la resistencia a la corrosión y es particularmente importante para resortes de suspensión que requieren alta resistencia a la corrosión. Para que se presenten estas ventajas, el contenido de Cr es del 0,2 por ciento en masa o más. Sin embargo, un contenido de Cr excesivamente alto puede frecuentemente dar pie a la formación de estructuras superenfriadas y deformabilidad reducida y una trabajabilidad en frío deteriorada, ya que el Cr está enriquecido en
25 cementita. Además, excesivo Cr produce a menudo a carburos de Cr distintos a la cementita, lo que conduce al desequilibrio entre la resistencia y la ductilidad. De acuerdo con ello el contenido de Cr debería ser 2,0 por ciento en masa o menos, y es preferentemente 1,8 por ciento en masa o menos, y más preferentemente 1,7 por ciento en masa o menos.

30 <Contenido de Ni: 0,1 a 1,0 por ciento en masa>

Se reduce el Níquel (Ni) cuando se pretende un coste más bajo, y el límite inferior del contenido de Ni es 0,1 por ciento en masa o más para inhibir la descarbonización de la capa superficial y para aumentar la resistencia a la corrosión. Un contenido de N excesivamente alto, sin embargo, puede causar estructuras superenfriadas o austenita residual en el acero laminado deteriorando con ello las propiedades del acero. De acuerdo con ello, el límite superior del contenido de Ni se define como el 1,0 por ciento en masa. Para una reducción en coste, el contenido de Ni es preferentemente 0,7 por ciento en masa o menos, y más preferentemente 0,6 por ciento en masa o menos.

40 <Contenido de Cu: 0,1 a 1,0 por ciento en masa>

El cobre (Cu) es un elemento efectivo para reducir la descarbonización de la capa superficial y aumentar la resistencia a la corrosión. Para presentar estas ventajas, el contenido de Cu es 0,1 por ciento en masa o más. Un h contenido de Cu excesivamente alto, sin embargo, puede dar pie a estructuras superenfriadas y roturas durante el
45 procesado en caliente.

De acuerdo con ello, el límite superior del contenido de Cu se define como 1,0 por ciento en masa. El contenido de Cu es preferentemente 0,5 por ciento en masa o menos, y más preferentemente 0,4 por ciento en masa o menos desde el punto de vista de la reducción de costes.

50 <Contenido de P: 0,020 por ciento en masa o menos (excluyendo el 0 por ciento en masa)>

El fósforo (P) es un elemento dañino que deteriora la dureza/ductilidad del acero y debe ser minimizado. El límite superior del contenido de P se define por tanto como 0,020 por ciento en masa. El contenido de P se reduce preferentemente al 0,010 por ciento en masa o menos, y más preferentemente 0,008 por ciento en masa o menos.

<Contenido de S: 0,020 por ciento en masa o menos (excluyendo el 0 por ciento en masa)>

60 El azufre (S), como el P, es un elemento dañino que deteriora la dureza/ductilidad del acero y debe minimizarse. El contenido de P debe ser 0,020 por ciento en masa o menos y es preferentemente 0,010 por ciento en masa o menos, y más preferentemente 0,008 por ciento en masa o menos.

<Contenido de N: 0,006 por ciento en masa o menos (excluyendo el 0 por ciento en masa)>

65 El nitrógeno (N) forma nitruros con Al, Ti y similares para con ello refinar la estructura, pero si existe como nitrógeno disuelto, deteriora la dureza/ductilidad y la resistencia contra fragilidad inducida por hidrógeno del acero. Para

reducir el nitrógeno disuelto, el límite superior del contenido de N se define como el 0,006 por ciento en masa. El contenido de N es preferentemente 0,005 por ciento en masa o menos, y más preferentemente el 0,004 por ciento en masa o menos.

5 <Contenido de Al: 0,1 por ciento en masa o menos (excluyendo el 0 por ciento en masa)>

El aluminio (Al) se añade principalmente como un elemento desoxidante. También forma AlN con N para con ello producir el nitrógeno disuelto inocuo y producir estructuras más finas. Con el fin de fijar el nitrógeno disuelto, el contenido de Al es preferentemente más que dos veces el contenido de N (porcentaje en masa). Sin embargo, el Al acelera la descarbonización ya que deben reducirse el Si y el contenido de Al en aceros de resorte que contienen una gran cantidad de Si. En consecuencia, el contenido de Al se define como el 0,1 por ciento en masa o menos y es preferentemente el 0,07 por ciento en masa o menos, y más preferentemente 0,05 por ciento en masa o menos.

15 Los elementos que deben estar contenidos de acuerdo con la presente invención son como se ha indicado anteriormente, y el resto es sustancialmente Fe. Sin embargo, el acero puede comprender impurezas inevitables derivadas típicamente de materias primas, otros materiales e instalaciones de fabricación y pueden comprender positivamente otros elementos como sigue, dentro de intervalos que no afectan adversamente a las ventajas de la presente invención.

20 <Contenido de Ti: 0,02 a 0,1 por ciento en masa>

El titanio (Ti) forma carbonitruros y sulfuros con C, N y S haciendo por ello inocuos estos elementos. Adicionalmente, forma los carbonitruros para producir por ello estructuras más finas. Para presentar estas ventajas, el contenido de Ti es del 0,02 por ciento en masa o más y mayor que $[3,5 \times N]$ (porcentaje en masa). Sin embargo, un contenido excesivamente alto en Ti puede dar pie a que el carbonitruto de titanio grueso deteriore la dureza/ductilidad. El límite superior del Ti contenido es 0,1 por ciento en masa y preferentemente 0,08 por ciento en masa.

<Contenido de V: 0,02 a 0,3 por ciento en masa>

30 El vanadio (V) es un elemento que contribuye a estructuras más finas formando carbonitruros principalmente con C y N. Para presentar estas ventajas, el contenido de V es del 0,02 por ciento en masa o más y preferentemente un 0,05 por ciento en masa o más. Sin embargo, excesivo V produce estructuras superenfriadas. De acuerdo con ello, el límite superior del contenido de V es del 0,3 por ciento en masa, y preferentemente 0,2 por ciento en masa para reducción de costes.

35 <Contenido de Nb: 0,003 a 0,1 por ciento en masa>

El niobio (Nb) es también un elemento que contribuye a estructuras más finas formando carbonitruros principalmente con C y N. Para presentar estas ventajas, el contenido de Nb es del 0,003 por ciento en masa o más y preferentemente del 0,005 por ciento en masa o más. Sin embargo, un contenido de Nb excesivamente alto hace que los carbonitruros gruesos deterioreen por ello la dureza/ductilidad del acero. En consecuencia, el límite superior del contenido de Nb es del 0,1 por ciento en masa. Es preferentemente del 0,07 por ciento en masa desde el punto de vista de la reducción de costes.

45 < Contenido de Mo: 0,1 a 0,5 por ciento en masa>

El molibdeno (Mo) es también un elemento que contribuye a estructuras más finas formando carbonitruros principalmente con C y N. Para presentar estas ventajas, el contenido de Mo es del 0,1 por ciento en masa o más. Sin embargo, excesivo Mo puede producir estructuras superenfriadas. En consecuencia, el límite superior del contenido de Mo es 0,5 por ciento en masa y preferentemente 0,3 por ciento en masa para inhibir suficientemente las estructuras superenfriadas.

<Contenido de B: 0,0003 a 0,001 por ciento en masa>

55 El boro (B) forma nitruros con N y con ello produce N inocuo. Cuando el B está presente como una solución sólida puede inhibirse la fractura en límites de grano previos de austenita después del templado/revenido. Para presentar estas ventajas, el contenido de B es del 0,0003 por ciento en masa o más. Sin embargo, excesivo boro hace que los borocarburos gruesos deterioreen las propiedades del acero. El B es un elemento que aumenta marcadamente las propiedades de templado, y si se añade en exceso, el acero laminado puede incluir a menudo estructuras superenfriadas. De acuerdo con ello, el límite superior del contenido de B se ajusta al 0,001 por ciento en masa y preferentemente se ajusta al 0,0008 por ciento en masa para inhibir el superenfriamiento.

65 La presente invención no limita las condiciones de fabricación. Los aceros para resortes de acuerdo con la presente invención pueden ser, por ejemplo, materiales de acero obtenidos preparando lingotes o aceros laminados obtenidos laminando los materiales de acero. El tratamiento por calor en el presente documento se conduce preferentemente de la siguiente manera de modo que se controle la estructura del acero a la estructura especificada, para aumentar

la proporción de Fe que constituye precipitados que contienen hierro en el acero y para reducir las estructuras superenfriadas.

5 Cuando se lleva a cabo el laminado en caliente se recomienda controlar la temperatura del cable de acero a 900 °C a 1050 °C después de laminar en caliente y llevar a cabo el enfriamiento a 650 °C a una velocidad media de enfriamiento de 20 °C/s o menos para reducir las estructuras superenfriadas. A una velocidad media de enfriamiento que excede los 20 °C/s, el material de acero que tiene la composición descrita anteriormente puede dar pie a menudo a estructuras superenfriadas. La velocidad media de enfriamiento se ajusta más preferentemente a 10 °C/s o menos para reducir aún más las estructuras superenfriadas. Sin embargo, una velocidad de enfriamiento excesivamente lenta puede inducir granos gruesos de cristal de la matriz y da pie a descarbonación de la capa superficial para con ello deteriorar la productividad en la fabricación de resortes. La velocidad media de enfriamiento es por ello preferentemente 2 °C/s o más. Esta velocidad de enfriamiento se aplica para enfriar a 650 °C. Si el enfriamiento se lleva a cabo a temperaturas por debajo de 650 °C a la velocidad de enfriamiento descrita anteriormente pueden no obtenerse precipitados que contienen Fe, tal como la cementita, y precipitados tales como los precipitados que contienen (Ti,V,Nb)

15 Tras enfriar a 650 °C a la velocidad de enfriamiento especificada anteriormente se controla el enfriamiento preferentemente para controlar los precipitados. Específicamente, el acero preferentemente se mantiene a temperaturas de 650 °C o inferiores y 580 °C o mayores. Los precipitados principalmente que comprenden cementita (M₃C donde M es Fe y elementos de aleación) tienden a precipitar a temperaturas de 650 °C a 580 °C durante el proceso de enfriamiento después del laminado en caliente. En el acero de acuerdo con la presente invención que tiene la composición especificada anteriormente los precipitados se depositan lentamente y el acero preferentemente se mantiene a temperaturas entre 650 °C a 580 °C durante 100 segundos o más tiempo para asegurar la deposición de los precipitados. El acero se mantiene más preferentemente a estas temperaturas durante 20 25 120 segundos o más y más preferentemente durante 600 segundos o más para aumentar los precipitados.

El tiempo de mantenimiento a estas temperaturas afecta a las proporciones de composición de los elementos de aleación en los precipitados que contienen hierro en el acero. Cuando el acero se mantiene a las temperaturas especificadas anteriormente durante un tiempo excesivamente largo, la proporción de Fe de los precipitados que contienen hierro en el acero puede reducirse. Adicionalmente, un mantenimiento demasiado prolongado puede dar pie a la deposición de precipitados de aleación tal como M₇C₃ donde M es Fe y diversos elementos de aleación distintos a la cementita y estos precipitados de aleación pueden deteriorar las propiedades del acero. El tiempo de mantenimiento a estas temperaturas es preferentemente 1200 segundos o menos y más preferentemente menos de 1000 segundos.

35 Para permitir precipitados de Ti, V, y Nb, si están contenidos, representados por MX, donde M es Ti, V, o Nb; y X es C o N, a las temperaturas especificadas anteriormente, el tiempo de mantenimiento preferentemente se ajusta a 600 segundos o más. Sin embargo, un tiempo de mantenimiento excesivamente prolongado puede reducir la proporción de Fe en la cementita, tal como se ha descrito anteriormente, y el tiempo de mantenimiento a estas temperaturas es preferentemente 1200 segundos o menos.

El control del enfriamiento en un proceso de laminado en caliente se ha descrito anteriormente como un ejemplo. La misma ventaja, sin embargo, puede obtenerse calentando el acero y realizando el mismo control de enfriamiento en lugar del control de enfriamiento en un proceso de laminado en caliente.

45 El calentamiento y laminado de acabado de un tocho en el laminado en caliente puede llevarse a cabo de acuerdo con procedimientos convencionales. Por ejemplo, el laminado en caliente se realiza calentando el tocho a 1100 °C o más y 1250 °C o menos, y entonces el laminado de acabado se lleva a cabo a una temperatura de 900 °C o menos.

50 Ya que los aceros para resortes de acuerdo con la presente invención muestran excelente trabajabilidad en procesos de pre-trabajado, tienen altas resistencias en términos de resistencia a la extensión de 1900 MPa o más y muestran propiedades estables incluso después del templado/revenido, son útiles para la fabricación de resortes usados en los campos típicamente de automóviles y máquinas industriales. Se usan óptimamente para la fabricación de resortes para uso en mecanismos de reversión, tal como resortes de suspensión de sistemas de suspensión, resortes de válvula de motores de coche, resortes de embrague, y resortes de freno.

La presente invención se ilustrará con mayor detalle con referencia a varios ejemplos. Debe observarse que lo siguiente son solo ejemplos, la presente invención no se limita por los siguientes ejemplos, y son posibles diversos cambios y modificaciones en los mismos sin apartarse de la enseñanza y alcance de la presente invención.

60 Ejemplos

Una serie de aceros que tienen las composiciones en la Tabla 1 se fabricaron preparando lingotes y se sometieron a laminado en caliente. En el laminado en caliente, los tochos se calentaron a 1150 °C o más y 1250 °C o menos en un horno de calentamiento y se laminaron a una temperatura final de laminación de aproximadamente 1100°C hasta un diámetro de 13 a 14 mm. Después del laminado en caliente las temperaturas de los cables de acero se

controlaron a 950 °C a 1050 °C enfriando con agua y los cables de acero se situaron sobre una cinta transportadora y se enfriaron bajo control, en el que los cables de acero se enfriaron hasta 650 °C en las condiciones en la Tabla 2 y entonces se mantuvieron a temperaturas de 650 °C o menos y 580 °C o más. Los precipitados y estructuras de los cables de acero resultantes (aceros laminados) se evaluaron de la siguiente manera.

5

Tabla 1

n°	Composición química (porcentaje por masa) *															
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	N	Ti	V	Nb	Mo	B	
A1	0,38	2,33	0,15	0,007	0,005	1,88	0,52	0,50	0,0287	0,0028	0,070	-	0,052	-	-	
A2	0,38	2,30	0,19	0,006	0,004	1,89	0,62	0,61	0,0328	0,0027	-	-	-	-	-	
A3**	0,39	2,32	0,17	0,009	0,008	1,21	0,71	0,32	0,0332	0,0013	0,026	0,081	-	-	0,0002	
A4	0,44	1,98	0,22	0,011	0,012	1,82	0,30	0,21	0,0310	0,0033	0,078	0,088	-	-	-	
A5"	0,45	2,00	0,81	0,014	0,016	0,70	0,22	0,02	0,0588	0,0052	0,080	-	0,022	-	0,0007	
A6	0,50	2,19	0,78	0,008	0,007	0,72	0,20	0,20	0,0327	0,0027	-	0,230	0,050	-	0,0003	
A7	0,51	2,21	0,15	0,006	0,004	0,22	0,33	0,30	0,0318	0,0024	0,051	-	-	0,32	-	
A8**	0,52	1,48	0,21	0,009	0,007	1,78	0,01	0,01	0,0421	0,0041	0,052	0,182	-	-	0,0008	
A9**	0,55	1,88	0,30	0,010	0,009	1,05	0,01	0,21	0,0015	0,0029	0,050	0,198	-	0,18	0,0005	
A10**	0,57	1,79	0,20	0,007	0,008	0,77	0,21	0,01	0,0339	0,0031	0,079	0,188	-	-	-	
A11**	0,57	2,22	0,21	0,011	0,008	1,20	0,18	0,01	0,0350	0,0042	0,077	-	0,055	-	0,0003	
A12	0,60	2,33	0,18	0,009	0,010	0,21	0,60	0,62	0,0914	0,0038	0,071	0,211	0,020	-	0,0003	
A13**	0,61	1,97	0,33	0,007	0,007	0,70	0,20	0,02	0,0326	0,0022	0,028	-	0,051	0,40	-	
A14	0,63	1,56	0,21	0,005	0,004	1,02	0,20	0,19	0,0347	0,0035	0,072	0,151	0,050	0,41	-	
A15**	0,31	2,35	0,22	0,006	0,004	1,22	0,67	0,60	0,0307	0,0044	0,071	-	0,055	-	-	
A16**	0,40	2,81	0,89	0,012	0,014	1,19	0,70	0,52	0,0349	0,0038	0,088	0,219	-	-	0,0003	
A17**	0,40	2,02	0,19	0,025	0,014	1,85	0,22	0,21	0,0322	0,0033	-	0,180	-	-	-	
A18**	0,41	1,82	0,22	0,014	0,026	1,20	0,01	0,02	0,0337	0,0034	-	-	-	-	-	
A19**	0,46	1,05	0,88	0,011	0,010	2,44	0,01	0,02	0,0343	0,0031	0,051	0,178	-	-	-	
A20**	0,47	2,21	1,62	0,012	0,010	1,27	0,21	0,10	0,0425	0,0042	0,052	-	-	0,78	-	
A21**	0,47	2,22	0,20	0,008	0,009	0,70	1,30	1,21	0,0430	0,0041	0,051	-	0,022	-	-	
A22**	0,51	1,89	0,22	0,008	0,006	0,65	0,53	0,31	0,0364	0,0038	0,050	0,348	-	-	0,0005	
A23**	0,52	1,88	0,21	0,007	0,006	0,63	0,55	0,27	0,0478	0,0092	0,141	-	0,052	-	0,0008	
A24**	0,52	1,90	0,21	0,009	0,007	0,64	0,73	0,30	0,5992	0,0099	0,080	-	0,055	-	0,0007	
A25**	0,55	2,21	0,17	0,008	0,008	1,79	0,54	0,41	0,0389	0,0042	0,050	0,202	-	0,31	0,0021	
A26**	0,70	2,18	0,77	0,003	0,004	1,20	0,48	0,34	0,0015	0,0025	0,031	-	-	-	0,0005	
A27**	0,71	2,20	0,21	0,005	0,005	1,82	0,10	0,11	0,0020	0,0030	0,026	0,078	0,022	-	0,0008	

* Siendo el resto hierro e impurezas inevitables. ** aceros de referencia

Tabla 2

n° de muestra	Acero n°	Velocidad de enfriamiento después de la colocación	Tiempo de mantenimiento de 60°C a 580°C	Notas
		°C/s	s	
1	A1	6	600	
2		6	600	
3**		6	60	Superenfriamiento
4**		5	1200	
5	A2	3	900	
6		3	900	
7**		4	1200	
8**	A3	10	900	
9	A4	6	600	
10		6	600	
11**	A5	6	600	
12	A6	5	600	
13**		5	60	Superenfriamiento
14		5	900	
15**	A8	5	600	
16**		5	600	
17**		6	1200	
18**		21	1200	Superenfriamiento
19**	A9	5	600	
20**	A10	6	120	
21**	A11	6	600	
22	A12	5	600	
23**	A13	5	900	
24	A14	6	900	
25**		5	1800	
26**		22	600	Superenfriamiento
27**	A15	5	600	
28**	A16	1	600	Mucha descarbonación
29**	A17	5	600	
30**		5	600	
31**	A18	2	600	
32**		2	600	
33**	A19	5	600	
34**		5	600	
35**	A20	7	600	Superenfriamiento
36**	A21	6	600	Superenfriamiento
37**	A22	5	600	
38**	A23	5	600	
39**	A24	1	600	Mucha descarbonación
40**	A25	8	600	Superenfriamiento
41**	A26	5	600	Superenfriamiento
42**	A27	5	600	Superenfriamiento

**muestras de referencia

[Precipitados/ evaluación de la estructura]

- 5 Como muestras para evaluar los precipitados y la estructura se tomaron muestras de dos anillos en una parte central en una dirección longitudinal de una espiral de cable de un acero laminado en caliente.

- 10 Para evaluar los precipitados, se recogieron precipitados en el acero por electroextracción. Inicialmente, la muestra se sometió a corte en húmedo y mecanizado superficial y produjo por ello una muestra cilíndrica para evaluar los precipitados, que tiene un diámetro de 8 mm y una longitud de 20 mm. La muestra se sumergió en un electrolito (10% AA electrolito), se activó a 100 mA durante cinco horas para con ello realizar la electrólisis de Fe metálico en la matriz, y los precipitados presentes en el acero se recogieron como un residuo a partir del electrolito usando un filtro de membrana de 0,1 mm de malla disponible de Advantech Toyo Kaisha, Ltd.

- 15 Las especies de los precipitados recogidos se identificaron por análisis elemental usando difracción de rayos-X y análisis de espectroscopía de emisión ICP. La difracción de rayos-X se llevó a cabo usando el difractómetro de

rayos X RINT 1500 disponible de Rigaku Corporation y usando Cu como una diana a una velocidad de exploración de 2°/min, una anchura de muestreo de 0,02° y un intervalo de medición en términos de 2θ de 10° a 90°.

- 5 Se midieron el contenido de Fe del residuo (precipitados) w_{Fe} (g) recogido en el análisis elemental y el cambio en masa de la muestra entre antes y después de la electrólisis ΔW (g). Entonces, se determinó el contenido de Fe (porcentaje en masa) que constituyen los precipitados W_p (Fe) por cálculo de acuerdo con la siguiente ecuación: $W_p(Fe) = w_{Fe}/\Delta W \times 100$. En este ejemplo se prepararon tres o más muestras para evaluar los precipitados a partir de la muestra anular, los parámetros se midieron, y se determinaron las medias de los pesos $W_p(Fe)$ s obtenidos.
- 10 Sobre las muestras que contienen Ti, V, y/o Nb, se recogieron precipitados como un residuo después de electroextracción, y el contenido de Fe que constituye los precipitados W_p (Fe) (porcentaje en masa), y el contenido total de Ti, V y Nb que constituyen los precipitados $W_p(M)$ (porcentaje en masa) se determinó de la misma manera que en el caso anterior.
- 15 Como evaluación de la estructura se determinó la distribución por tamaños de granos de cristal, usando técnicas SEM/EBSP (patrón de retrodifusión electrónica). Más específicamente, la muestra anular se cortó en húmedo para producir una muestra de 10 mm de longitud como una muestra para evaluación de la estructura una para evaluación de la estructura. Como una muestra para determinación de EBSP, la muestra obtenida se sometió a pulido en húmedo, desbastado y pulido químico para producir con ello una muestra con mínimos granos e irregularidades
- 20 debido al pulido. Los procesos de pulido se realizaron de modo que se pueda observar una parte central del diámetro de la superficie en una dirección de laminado del cable de acero. Se realizó EBSP en una parte central del diámetro de cable de la muestra resultante. La determinación se realizó en una etapa de medición de 0,5 mm o menos con un área total medida (área total medida de tres o más muestras) por cada cable de acero de 60000 μm^2 o más. Después de la determinación, se analizó la orientación de los cristales. Para una mayor fiabilidad del análisis
- 25 se emplearon datos que tienen un índice de confianza medio (CI) de 0,3 o más, y se usaron en el análisis puntos de datos que tienen un CI de 0,1 o más. Como resultado del análisis de la orientación de los cristales de Fe-bcc, se obtuvieron regiones rodeadas por los límites con una diferencia en el ángulo de orientación de 15° o más como "granos de cristal" como un resultado del análisis (mapa de base). Un ejemplo de los resultados de los análisis se muestra en la FIG. 1.
- 30 Se analizó un plano de límites tal como se muestra en la FIG. 1 usando el software de análisis de imágenes "Image-Pro", y se determinaron los tamaños de los granos de cristal. Más específicamente, se determinaron las áreas de las regiones (granos de cristal) rodeadas de límites en el plano de límites usando Image-Pro. Después se determinaron los diámetros de círculos que tienen las mismas áreas que los granos de cristal por cálculo aproximativo y se supuso
- 35 que estos diámetros eran los diámetros del grano de cristal de los granos de cristal.
- En la evaluación de la estructura, se prepararon tres o más muestras para la evaluación de la estructura a partir de la muestra anular, se evaluaron y se determinaron el tamaño de grano medio D_{med} y tamaño de grano máximo D_{max} de cada acero. Los resultados se muestran en la Tabla 3.
- 40

Tabla 3

Muestra nº	Precipitados extraídos en acero laminado	Wp(Fe) porcentaje por masa	5xW(C) porcentaje por masa	Wp(M) porcentaje por masa	0,5xW(M) porcentaje por masa	Tamaño promedio de grano de acero laminado		Tamaño máximo de grano de acero laminado	
						µm	µm	µm	µm
1	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,170	1,900	0,102	0,061	10,3	10,3	42,3	42,3
2	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,170	1,900	0,102	0,061	10,3	10,3	42,3	42,3
3**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	0,450	1,900	0,099	0,061	-	-	-	-
4**	M ₃ C,M ₇ C ₃ ,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	1,670	1,900	0,110	0,061	10,7	10,7	44,5	44,5
5	M ₃ C,MnS	2,330	1,900	-	0	16,5	16,5	81,8	81,8
6	MgC,MnS	2,330	1,900	-	0	16,5	16,5	81,8	81,8
7**	M ₃ C,M ₇ C ₃ ,MnS	1,780	1,900	-	0	13,8	13,8	77,5	77,5
8**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,440	1,950	0,062	0,0535	9,2	9,2	48,9	48,9
9	M ₃ C,MK,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,410	2,200	0,089	0,083	8,6	8,6	43,2	43,2
10	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,410	2,200	0,089	0,083	8,6	8,6	43,2	43,2
11**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	3,220	2,250	0,092	0,051	9,8	9,8	51,3	51,3
12	M ₃ C,MX,MnS	2,840	2,500	0,151	0,14	7,9	7,9	35,2	35,2
13**	M ₃ C,MX,MnS	0,320	2,500	0,078	0,14	-	-	-	-
14	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	4,860	2,550	0,043	0,0255	9,5	9,5	48,8	48,8
15**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,950	2,600	0,134	0,117	8,2	8,2	43,5	43,5
16**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,950	2,600	0,134	0,117	8,2	8,2	43,5	43,5
17**	M ₃ C,M ₇ C ₃ ,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,500	2,600	0,216	0,117	7,9	7,9	41,2	41,2
18**	M ₃ C,M ₇ C ₃ ,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,230	2,600	0,187	0,117	-	-	-	-
19**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	4,280	2,750	0,139	0,124	8,4	8,4	40,6	40,6
20**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	5,460	2,850	0,122	0,1335	8,8	8,8	42,3	42,3
21**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	5,110	2,850	0,118	0,066	8,2	8,2	38,7	38,7
22	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	5,530	3,000	0,176	0,151	7,6	7,6	38,2	38,2
23**	M ₃ C,MX,M ₂ X,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	3,880	3,050	0,065	0,0395	9,2	9,2	49,6	49,6
24	M ₃ C,MX,M ₂ X,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	3,470	3,150	0,154	0,1365	7,5	7,5	38,5	38,5
25**	M ₃ C,M ₇ C ₃ ,MX,M ₂ X,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,880	3,150	0,199	0,1365	7,8	7,8	38,8	38,8
26**	M ₃ C,MX,M ₂ X,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	1,130	3,150	0,129	0,1365	-	-	-	-
27**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	2,290	1,550	0,103	0,063	10,9	10,9	528	528
28**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	3,100	2,000	0,177	0,1535	-	-	-	-
29**	M ₃ C,MX,MnS	2,320	2,000	0,135	0,09	9,2	9,2	48,6	48,6
30**	M ₃ C,MX,MnS	2,320	2,000	0,135	0,09	9,2	9,2	48,6	48,6
31**	M ₃ C,MnS	2,280	2,050	-	0	21,2	21,2	86,3	86,3
32**	M ₃ C,MnS	2,280	2,050	-	0	21,2	21,2	86,3	86,3
33*	M ₃ C,M ₇ C ₃ ,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	1,890	2,300	0,107	0,1145	8,2	8,2	40,5	40,5
34**	M ₃ C,M ₇ C ₃ ,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	1,890	2,300	0,107	0,1145	8,2	8,2	40,5	40,5
35**	M ₃ C,MX,M ₂ X,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	1,010	2,350	0,045	0,026	-	-	-	-
36**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	0,920	2,350	0,061	0,0365	-	-	-	-
37**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	1,020	2,550	0,189	0,199	-	-	-	-
38**	M ₃ C,MX,MnS,Ti ₄ C ₂ S ₂	4,330	2,600	0,172	0,0965	7,7	7,7	39,8	39,8

Muestra nº	Precipitados extraídos en acero laminado	Wp(Fe) porcentaje por masa	5xW(C) porcentaje por masa	Wp(M) porcentaje por masa	0,5xW(M) porcentaje por masa	Tamaño promedio de grano de acero laminado µm	Tamaño máximo de grano de acero laminado µm
39**	M ₃ C, MX, MnS, Ti ₄ C ₂ S ₂	4,760	2,600	0,129	0,0675	7,3	37,2
40**	M ₃ C, MX, MnS, Ti ₄ C ₂ S ₂	0,330	2,750	0,102	0,126	-	-
41**	M ₃ C, MX, MnS, Ti ₄ C ₂ S ₂	1,120	3,500	0,027	0,0155	-	-
42**	M ₃ C, MX, MnS, Ti ₄ C ₂ S ₂	1,510	3,550	0,063	0,063	-	-

En M₃C y M₇C₃, M representa Fe y/o elemento de aleación. En MX y M₂X, M representa Ti, V y/o Nb; y X representan C y/o N. **muestras de referencia

- Después, cada 150 kg de las espirales de cable de acero laminadas en caliente se sometieron a trefilado y escarpado. Específicamente, los cables de acero laminados en caliente obtenidos se sometieron a un decapado para retirar escamas, se formó una película de fosfato de cinc como cubierta lubricante sobre la superficie de los aceros, los aceros se extrajeron con una reducción total de área del 14,7% a 21,7% de acuerdo con el diámetro de los cables antes y después del trefilado, se sometieron a escarpado y produjo por ello cables de acero que tienen un diámetro de 11,5 a 12,5 mm. El trefilado se realizó a una velocidad de trefilado de 70 m/min. La trabajabilidad en frío (trabajabilidad en pre-trabajado) se evaluó dependiendo de la presencia o ausencia de rotura durante los procesos de trabajado en frío (trefilado y escarpado).
- 5
- 10 Los cables de acero trefilados se sometieron entonces a templado/revenido usando un horno eléctrico u horno de calor por inducción. Las condiciones (temperatura de calentamiento en el enfriamiento y temperatura de calentamiento en el revenido) del presente documento se ajustaron de modo que las resistencias a la tracción después del revenido están dentro del intervalo de 1900 a 2200 MPa. Los aceros trefilados después del templado/revenido se sometieron a un ensayo de tracción tal como sigue.

15 [Ensayo de tracción]

- Cada cincuenta piezas de las piezas cortadas a 400 mm a partir de los aceros después del templado/revenido se muestrearon como muestras para el ensayo de tracción. En el ensayo de tracción la resistencia a la tracción y la reducción del área se determinaron en un intervalo de plato de 150 mm y una velocidad de la cruceta de 10 mm/min. Las cincuenta muestras de cada uno de los aceros se sometieron a un ensayo de tracción, y se evaluó la estabilidad de la calidad basándose en el mínimo de la resistencia a la extensión y reducción de área. Específicamente, se evalúan muestras que tenían un mínimo de resistencia a la extensión de 1900 MPa o más y un mínimo de reducción de área del 20% o más como excelentes en estabilidad de la calidad, y aquellas que tienen un mínimo de resistencia a la extensión de 1900 MPa o más y una mínima reducción de área del 30% o más se evalúan como más excelentes en estabilidad de la calidad.
- 20
- 25

Estos resultados se muestran en la Tabla 4.

Tabla 4

Muestra n°	Reducción de área en el filado		Rotura durante el trabajado en frío	Horno de calentamiento en templado/revenido	Temperatura de calentamiento en templado (T3)		Temperatura de calentamiento en revenido (T4)	Mínima resistencia a la extensión (TSmin)		Mínima reducción de área (RAMin)	
	%				°C			MPa		%	
1	14.7		no	Horno eléctrico	950		420	1951		45	
2	21.7		no	Horno eléctrico	950		420	1947		45	
3**	14.7		si	-	-		-	-		-	
4**	14.7		no	Horno eléctrico	950		420	1888		12	
5	14.7		no	Horno eléctrico	950		420	1942		46	
6	21.7		no	Horno eléctrico	950		420	1936		27	
7**	14.7		no	Horno eléctrico	950		420	1874		12	
8**	14.7		no	Calentamiento por inducción	1000		470	1921		48	
9	14.7		no	Horno eléctrico	950		450	1965		38	
10	21.7		no	Horno eléctrico	950		450	1960		39	
**	14.7		no	Calentamiento por inducción	980		490	1972		40	
12	14.7		no	Calentamiento por inducción	980		520	2008		43	
13**	14.7		si	-	-		-	-		-	
14	14.7		no	Calentamiento por inducción	980		520	2021		42	
15**	14.7		no	Horno eléctrico	950		420	2031		35	
16**	21.7		no	Horno eléctrico	950		420	2022		36	
17**	14.7		no	Horno eléctrico	950		420	1916		10	
18**	14.7		si	-	-		-	-		-	
19**	14.7		no	Calentamiento por inducción	980		520	2017		40	
20**	14.7		no	Calentamiento por inducción	980		520	2020		28	
21**	14.7		no	Calentamiento por inducción	1000		540	2013		38	
22	14.7		no	Calentamiento por inducción	980		540	2168		35	
23**	14.7		no	Calentamiento por inducción	980		560	2155		34	
24	14.7		no	Calentamiento por inducción	980		520	2053		38	
25**	14.7		no	Calentamiento por inducción	980		520	1921		10	
26**	14.7		si	-	-		-	-		-	

Muestra nº	Reducción de área en el filado	Rotura durante el trabajado en frío	Horno de calentamiento en templado/revenido	Temperatura de calentamiento en templado (T3)	Temperatura de calentamiento en revenido (T4)	Mínima resistencia a la extensión (TSmin)	Mínima reducción de área (RAMin)
	%			°C	°C	MPa	%
27**	14,7	no	Calentamiento por inducción	1000	-	1788	15
28**	20,3	sí	-	-	-	-	-
29**	14,7	no	Horno eléctrico	950	420	1945	16
30**	21,7	sí	-	-	-	-	-
31**	14,7	no	Calentamiento por inducción	1000	470	1957	17
32**	21,7	sí	-	-	-	-	-
33**	14,7	sí	Horno eléctrico	950	450	1982	10
34**	21,7	sí	-	-	-	-	-
35**	14,7	sí	-	-	-	-	-
36**	14,7	sí	-	-	-	-	-
37**	14,7	sí	-	-	-	-	-
38**	14,7	sí	Calentamiento por inducción	980	470	2011	17
39**	20,3	sí	Calentamiento por inducción	980	470	2024	18
40**	14,7	sí	-	-	-	-	-
41**	14,7	sí	-	-	-	-	-
42**	14,7	sí	-	-	-	-	-

**muestras de referencia

Las Tablas 1 a 4 muestran las siguientes consideraciones. Los números en el presente documento posteriores son números (referencia) de las muestras en las Tablas 1 a 4. Las muestras de nº 1, 2, 5, 6, 9, 10, 12, 14, 22 y 24 que satisfacen los requisitos especificados en la presente invención no dan pie a la rotura durante el trabajado en frío y muestran propiedades estables sin deterioro después del templado/revenido.

5 En contraste, las muestras que no satisfacen los requisitos en la presente invención dan pie a la rotura durante el trabajado en frío o si no dan pie a la rotura, muestran propiedades defectuosas después del templado/revenido. Específicamente, las muestras de referencia nº 27 a 42 (Acero nº A15 a A27) tienen composiciones que no satisfacen los requisitos de la presente invención, no pueden inhibir la rotura debido al superenfriamiento o control precipitados y muestran pobre ductilidad. Entre ellos, la muestra de referencia nº 27 tiene resistencia insuficiente y las muestras de referencia nº 29 y 31 tienen pobre ductilidad y no pueden asegurar suficiente resistencia a la fatiga de los resortes. La muestra de referencia nº 33 tiene una baja reducción de área y el producto resultante puede sufrir fractura en cualquier etapa temprana. Las muestras de referencia nº 3, 4, 7, 13, 17 18, 25, y 26 usan aceros que tienen composiciones que satisfacen los requisitos pero en las cuales no hay control del enfriamiento en las 15 condiciones recomendadas y con ello muestran superenfriamiento y/o propiedades deterioradas.

Entre ellas, las muestras de (referencia) nº 4, 7, 17, y 25 tienen bajas reducciones de área, y los productos resultantes pueden sufrir fractura en una etapa temprana.

20 La FIG. 2 es un gráfico que muestra la relación entre la resistencia a la tracción y la reducción de área tal como se obtiene en el anterior ejemplo experimental. La FIG. 2 muestra que los aceros para resortes de acuerdo con la presente invención muestran cada uno una alta resistencia a la extensión y una alta reducción de área incluso después del templado/revenido, mostrando que tienen calidad altamente estable.

REIVINDICACIONES

1. Un acero para resortes de alta resistencia con excelente trabajabilidad en frío y estabilidad de la calidad, que consiste en:

- 5 0,35 a 0,65 por ciento en masa de C,
- 1,4 a 2,5 por ciento en masa de Si,
- 0,1 a 1,0 por ciento en masa de Mn,
- 0,2 a 2,0 por ciento en masa de Cr,
- 10 0,1 a 1,0 por ciento en masa de Ni,
- 0,1 a 1,0 por ciento en masa de Cu,
- 0,020 por ciento en masa o menos, excluyendo el 0 por ciento en masa, de P,
- 0,020 por ciento en masa o menos, excluyendo el 0 por ciento en masa, de S,
- 0,006 por ciento en masa o menos, excluyendo el 0 por ciento en masa, de N,
- 15 0,1 por ciento en masa o menos, excluyendo el 0 por ciento en masa, de Al,

en el que $Wp(Fe)$ y $W(C)$ satisfacen la siguiente condición: $Wp(Fe) > 5 \times W(C)$, en el que $Wp(Fe)$ es el contenido de Fe en porcentaje en masa que constituye precipitados que contienen hierro en el acero; y $W(C)$ es el contenido de carbono en porcentaje en masa del acero, opcionalmente al menos uno seleccionado del grupo que consiste en:

- 20 0,02 a 0,1 por ciento en masa de Ti,
- 0,02 a 0,3 por ciento en masa de V, y
- 0,003 a 0,1 por ciento en masa de Nb,

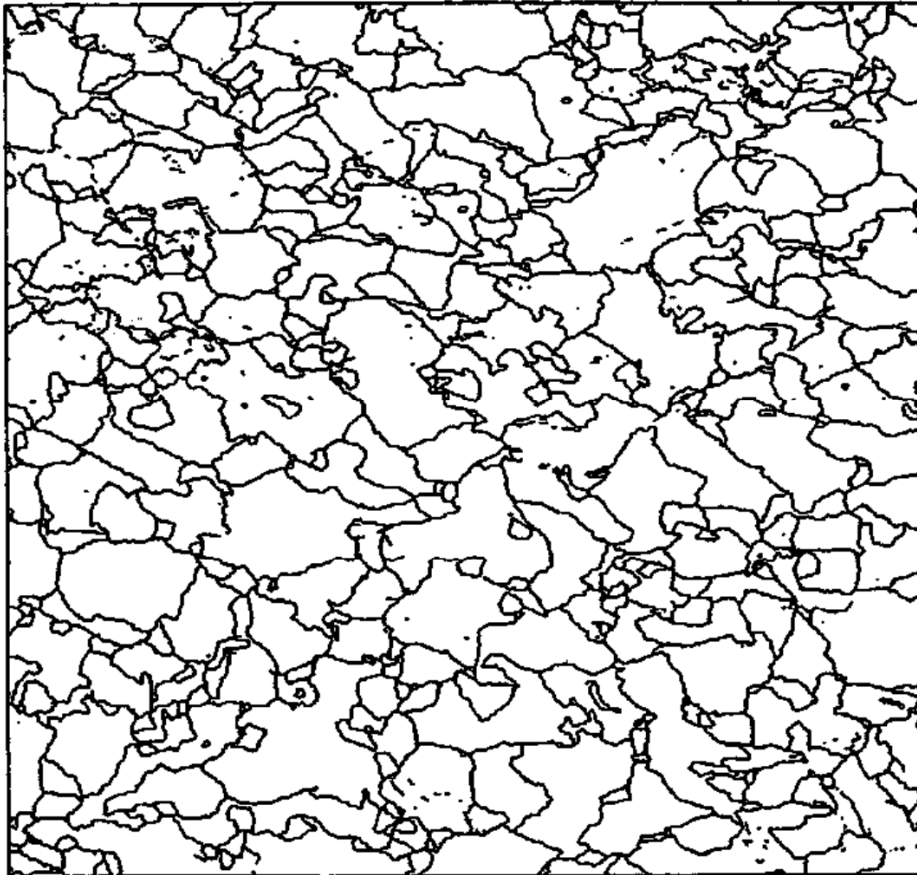
25 en el que $Wp(M)$ y $W(M)$ satisfacen la siguiente condición: $Wp(M) > 0,5 \times W(M)$, en el que $Wp(M)$ es el contenido total de Ti, V y Nb en porcentaje en masa que constituyen los precipitados que contienen (Ti,V,Nb) en el acero; y $W(M)$ es el contenido total de Ti, V y Nb en porcentaje en masa del acero; y/u opcionalmente al menos uno de

- 30 0,1 a 0,5 por ciento en masa de Mo y
- 0,0003 a 0,001 por ciento en masa de B,

siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

35 2. El acero para resortes de alta resistencia de la reivindicación 1, en el que los granos de cristal Fe-bcc en una estructura metalográfica tienen un tamaño de grano medio D_{med} de 20 μm o menos y un tamaño de grano máximo D_{max} de 80 μm o menos.

FIG. 1



 Niveles de límite: 15°
50,00 μm = 100 aumentos

FIG. 2

