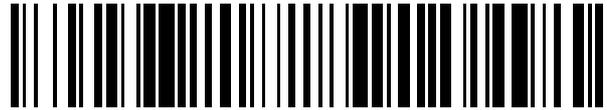


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 805 091**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/48</b>	(2006.01)
<b>C21D 1/25</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/42</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/44</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/46</b>	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **01.06.2017 PCT/JP2017/020501**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **26.04.2018 WO18074003**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **01.06.2017 E 17835988 (1)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **13.05.2020 EP 3336214**

54 Título: **Resorte de alta resistencia, procedimiento de producción del mismo, acero para resorte de alta resistencia, y procedimiento de producción del mismo**

30 Prioridad:

**19.10.2016 JP 2016205535  
27.03.2017 JP 2017061981  
11.05.2017 JP 2017095054**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**10.02.2021**

73 Titular/es:

**MITSUBISHI STEEL MFG. CO., LTD. (100.0%)  
16-13 Tsukishima 4-chome Chuo-ku  
Tokyo 104-8550, JP**

72 Inventor/es:

**WATANABE, MOTOKI;  
MINOGUCHI, KOKI y  
OISHI, HIROYUKI**

74 Agente/Representante:

**GONZÁLEZ PECES, Gustavo Adolfo**

**ES 2 805 091 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

Resorte de alta resistencia, procedimiento de producción del mismo, acero para resorte de alta resistencia, y procedimiento de producción del mismo

### Antecedentes de la invención

#### 5 1. Campo de la invención

La presente invención se refiere a un resorte de alta resistencia y a un procedimiento de fabricación del mismo, y a un acero para un resorte de alta resistencia y a un procedimiento de fabricación del mismo.

#### 2. Descripción de la técnica relacionada

10 Los resortes de alta resistencia son usados para automóviles y similares. Dado que el resorte de alta resistencia tiene alta resistencia, el resorte de alta resistencia puede estar formado por un alambre delgado y puede contribuir al aligeramiento de un automóvil, y también a mejorar el consumo de combustible del automóvil. Sin embargo, cuando la resistencia del resorte es aumentada, son reducidas la resistencia a la fatiga, la resistencia a la fragilización por hidrógeno, la resistencia a la fractura retardada y similares en entornos corrosivos.

15 Por lo tanto, un acero para un resorte desvelado en el Documento de Patente 1 está configurado para capturar hidrógenos que ingresan al acero desde el entorno externo por medio de un sitio de trampa de hidrógeno hecho de un precipitado que contiene V y similares para suprimir la difusión del hidrógeno en el acero.

El documento JP2016125119 A se refiere a una tubería de acero sin costura hueca de alta resistencia para resortes, y más en particular a una tubería de acero sin costura adecuada para fabricar una suspensión hueca fabricada con acero y similares usados en automóviles y similares.

20 [Documento de Patente]

[Documento de Patente 1] Publicación de Patente Japonesa Abierta al Público Núm. 2001-288539.

Con el fin de garantizar la resistencia a la fragilización por hidrógeno, es eficaz aumentar el número de precipitados que funcionan como sitios de trampa de hidrógeno. Los precipitados contienen V y similares.

25 Sin embargo, existe el problema de que el número de precipitados no aumenta y los precipitados gruesos son formados simplemente por medio del aumento del contenido de un elemento tal como V.

Además, con el fin de obtener una alta resistencia, es eficaz aumentar el contenido de C. Sin embargo, si el contenido de C es demasiado, disminuye la durabilidad a la corrosión.

30 Con el fin de obtener una alta resistencia con un contenido pequeño de C, es eficaz un proceso de revenido a baja temperatura. Sin embargo, si un contenido de N es muy grande, se genera fragilización de revenido a baja temperatura. Como resultado, a medida que se reduce la tenacidad, también se reduce la resistencia a la fractura retardada.

### Sumario de la invención

La presente invención es llevada a cabo a la luz de los problemas anteriores, y proporciona principalmente un resorte de alta resistencia que tiene buena resistencia a la fragilización por hidrógeno, durabilidad a la corrosión y resistencia a la fractura retardada.

35 De acuerdo con una realización, es proporcionado un resorte de alta resistencia que contiene, por % en masa, C: de 0,40 a 0,50%, Si: de 1,00 a 3,00%, Mn: de 0,30 a 1,20%, Ni: de 0,05 a 0,50%, Cr: de 0,35 a 1,50%, Mo: de 0,03 a 0,50%, Cu: de 0,05 a 0,50%, Al: de 0,005 a 0,100%, V: de 0,05 a 0,50%, Nb: de 0,005 a 0,150%, N: de 0,0100 a 0,0200%, P: limitado a ser menor o igual a 0,015%, S: limitado a ser menor o igual a 0,010%, y el resto de Fe e impurezas inevitables, en el que está incluido un compuesto de Nb que incluye al menos uno de carburo de Nb, nitruro de Nb y carbonitruro de Nb, y en el que está incluido un compuesto de V que incluye al menos uno de carburo de V y carbonitruro de V que es precipitado alrededor del compuesto de Nb, en el que el número de los precipitados complejos, formado por el compuesto de Nb y el compuesto de V precipitados alrededor del compuesto de Nb, por unidad es mayor o igual a 100/mm<sup>2</sup> y menor o igual a 100.000/mm<sup>2</sup>.

45 De acuerdo con la invención, son proporcionados un resorte de alta resistencia y un acero para un resorte de alta resistencia que tienen buena resistencia a la fragilización por hidrógeno, durabilidad a la corrosión y resistencia a la fractura retardada.

### Breve descripción de los dibujos

Las Figs. 1-(a) a 1-(e) son imágenes de SEM de una parte de una sección transversal de un acero después de un proceso de revenido en el ejemplo 1;

50 Las Figs. 2-(a) a 2-(e) son imágenes de SEM de otra parte de la sección transversal del acero después del proceso

de revenido en el ejemplo 1;

La Fig. 3 es una vista que ilustra los resultados de una prueba de fatiga por flexión rotativa del ejemplo 1 y el ejemplo comparativo 1; y

La Fig. 4 es una vista que ilustra los resultados de una prueba de durabilidad del ejemplo 3 y el ejemplo comparativo 2.

### **Descripción detallada de las realizaciones preferentes**

A continuación, son descritas realizaciones de la presente invención.

Un resorte de alta resistencia es usado para, por ejemplo, un resorte de suspensión de un automóvil. En la presente memoria, "alta resistencia" significa que su resistencia a la tracción es mayor o igual a 1800 MPa. La forma de una pieza de prueba usada en una medición de resistencia a la tracción está basada en la forma de una pieza de prueba Núm. 4 descrita en las Normas Industriales de Japón (JIS Z2241).

El resorte de alta resistencia puede ser un resorte helicoidal. El resorte helicoidal es fabricado por medio de conformación de un resorte en caliente, conformación de un resorte en frío o similares. De acuerdo con la conformación de un resorte en caliente, después de que un alambre se forma en caliente en una forma de bobina, son llevados a cabo un proceso de enfriamiento brusco y un proceso de revenido. Además, de acuerdo con la conformación de un resorte en frío, después de llevar a cabo un proceso de enfriamiento brusco y un proceso de revenido en un alambre, el alambre es conformado en frío en una forma de bobina.

En la presente memoria, si bien un resorte helicoidal es ejemplificado como el resorte de alta resistencia en esta realización, el resorte de alta resistencia puede ser un resorte de hoja o similar. La realización del resorte de alta resistencia no está limitada de manera específica. Además, el propósito de uso del resorte de alta resistencia tampoco está limitado a un dispositivo de suspensión de un automóvil.

El resorte de alta resistencia está fabricado con acero para un resorte de alta resistencia. El acero para un resorte de alta resistencia es obtenido por medio de la realización de un proceso de enfriamiento brusco y un proceso de revenido, y tiene una estructura de martensita obtenida por el proceso de enfriamiento brusco. Antes del proceso de enfriamiento brusco, una estructura de perlita es dominante, una estructura de austenita es dominante en la temperatura de enfriamiento y la estructura de martensita es dominante después del proceso de enfriamiento brusco.

A condición de que el proceso de enfriamiento brusco y el proceso de revenido sean llevados a cabo en el acero para obtener un resorte de alta resistencia, su forma no está limitada de manera específica. Por ejemplo, para la conformación de un resorte en caliente, el acero para un resorte de alta resistencia puede tener la forma de un resorte (una forma de bobina, por ejemplo). Por otro lado, para la conformación de un resorte en frío, el acero para un resorte de alta resistencia puede tener la forma del resorte, o una forma (una forma de palo, por ejemplo) antes de tener la forma del resorte.

El acero para un resorte de alta resistencia contiene, por % en masa, C: de 0,40 a 0,50%, Si: de 1,00 a 3,00%, Mn: de 0,30 a 1,20%, Ni: de 0,05 a 0,50%, Cr: de 0,35 a 1,50%, Mo: de 0,03 a 0,50%, Cu: de 0,05 a 0,50%, Al: de 0,005 a 0,100%, V: de 0,05 a 0,50%, Nb: de 0,005 a 0,150% y N: de 0,0100 a 0,0200%, en el que P está limitado a ser menor o igual a 0,015% y S está limitado a ser menor o igual a 0,010%, y contiene el resto de Fe e impurezas inevitables. A continuación, cada componente es descrito. Para la descripción de cada componente, "%" significa % en masa.

C es un elemento eficaz para aumentar la resistencia del acero. El contenido de C es de 0,40 a 0,50%. Cuando el contenido de C es menor a 0,40%, la resistencia necesaria para un resorte no puede ser obtenida. Por otro lado, cuando el contenido de C es mayor a 0,50%, disminuye la durabilidad a la corrosión.

Si es un elemento eficaz para mejorar la resistencia del acero al ser disuelto en solución sólida en ferrita. El contenido de Si es de 1,00 a 3,00%. Cuando el contenido de Si es menor a 1,00%, la resistencia necesaria para un resorte no puede ser obtenida. Por otro lado, cuando el contenido de Si es mayor a 3,00%, cuando el resorte es formado en caliente, ocurre fácilmente una decarbonización en una superficie y disminuye la durabilidad del resorte.

Mn es un elemento eficaz para mejorar el enfriamiento del acero. El contenido de Mn es de 0,30 a 1,20%. Cuando el contenido de Mn es menor a 0,30%, no puede ser obtenido un efecto de mejora del enfriamiento. Por otro lado, cuando el contenido de Mn es mayor a 1,20%, la tenacidad es deteriorada.

Ni es un elemento necesario para aumentar la durabilidad a la corrosión del acero. El contenido de Ni es de 0,05 a 0,50%. Cuando el contenido de Ni es menor a 0,05%, no puede ser obtenido un efecto esperado de aumentar la durabilidad a la corrosión del acero. Dado que el Ni es costoso, un límite superior del contenido de Ni es de 0,50%.

Cr es un elemento eficaz para aumentar la resistencia del acero. El contenido de Cr es de 0,35 a 1,50%. Cuando el contenido de Cr es menor a 0,35%, no puede ser obtenido un efecto esperado de aumentar la resistencia del acero. Por otro lado, cuando el contenido de Cr es mayor a 1,50%, la tenacidad es deteriorada fácilmente.

Mo es un elemento que asegura el enfriamiento del acero y aumenta la resistencia y tenacidad del acero. El contenido

## ES 2 805 091 T3

de Mo es de 0,03 a 0,50%. Cuando el contenido de Mo es menor a 0,03%, no puede ser obtenido un efecto esperado al añadir Mo. Por otro lado, cuando el contenido de Mo es mayor a 0,50%, el efecto de la adición de Mo es saturado.

5 Cu es un componente que aumenta la durabilidad a la corrosión. El contenido de Cu es de 0,05 a 0,50%. Cuando el contenido de Cu es menor a 0,05%, no puede ser obtenido un efecto de aumentar la durabilidad a la corrosión. Por otro lado, cuando el contenido de Cu es mayor a 0,50%, pueden ocurrir grietas y similares durante el laminado en caliente.

Al es un elemento necesario como desoxidante del acero y para ajustar un tamaño de grano de austenita. El contenido de Al es de 0,005 a 0,100%. Cuando el contenido de Al es menor a 0,005%, el grano de cristal no puede ser formado finamente. Por otro lado, cuando el contenido de Al es mayor a 0,100%, la capacidad de moldeo es reducida fácilmente.

10 V es un elemento eficaz para aumentar la resistencia del acero y suprimir la fragilización por hidrógeno. El contenido de V es de 0,05 a 0,50%. Cuando el contenido de V es menor a 0,05%, no puede ser obtenido un efecto esperado de la adición de V. Por otro lado, cuando el contenido de V es mayor a 0,50%, aumenta el carburo que no se disuelve en austenita y las características del resorte son deterioradas.

15 Nb es un elemento que aumenta la resistencia y la tenacidad del acero por medio de la formación fina de un grano de cristal y la precipitación de carburo fino. Además, Nb es un elemento que contribuye a la dispersión fina de un compuesto de V que incluye al menos uno de carburo de V y carbonitruro de V (en adelante, simplemente denominado "compuesto de V"), y aumenta la resistencia a la fragilización por hidrógeno. El contenido de Nb es de 0,005 a 0,150%. Cuando el contenido de Nb es menor a 0,005%, no puede ser obtenido un efecto esperado de la adición de Nb. Por otro lado, cuando el contenido de Nb es mayor a 0,150%, aumenta el carburo que no se disuelve en austenita y las características del resorte son deterioradas.

20 N es un elemento que forma A1N o NbN al unirse con Al o Nb, y tiene el efecto de hacer fino el tamaño de grano de austenita. Con esta estructura fina, la tenacidad es mejorada. El contenido de N es de 0,0100 a 0,0200%. Cuando el contenido de N es mayor o igual a 0,0100%, puede ser obtenido un efecto suficiente de mejora de la tenacidad. Por otro lado, si N es añadido en exceso, pueden ser generadas burbujas en la superficie de un lingote de acero en la solidificación, o puede ser deteriorada la capacidad de moldeo del acero, un límite superior del contenido de N es 0,0200%.

P se convierte en un factor para reducir un valor de impacto al precipitarse en un límite de grano de austenita para fragilizar el límite de grano. Con el fin de suprimir este problema, el contenido de P está limitado a ser menor o igual a 0,015%.

30 S existe como una inclusión de MnS en el acero, y se convierte en un factor para reducir la vida útil de la fatiga y la durabilidad a la corrosión. La inclusión significa algo que ya está formado cuando el acero está fundido. Con el fin de disminuir la inclusión, el contenido de S está limitado a ser menor o igual a 0,010%, preferentemente, menor o igual a 0,005%.

35 Con el fin de dispersar finamente el compuesto de V como el sitio de trampa de hidrógeno, el acero para un resorte de alta resistencia es fabricado al hacer que el compuesto de V sea disuelto en solución sólida en hierro a la temperatura de enfriamiento y, a continuación, precipite el compuesto de V alrededor del compuesto de Nb que está finamente disperso en el acero. Por lo tanto, el acero para un resorte de alta resistencia incluye el compuesto de Nb y el compuesto de V precipitados alrededor del compuesto de Nb. Con la condición de que el compuesto de V sea precipitado para ser adyacente al compuesto de Nb, el compuesto de V puede no rodear por completo una periferia del compuesto de Nb o puede rodear por completo una periferia del compuesto de Nb. En el acero para un resorte de alta resistencia, el compuesto de Nb puede existir dentro del compuesto de V.

45 El compuesto de Nb es un precipitado que es precipitado en hierro mientras un acero fundido está siendo solidificado. El compuesto de Nb incluye al menos uno de nitruro de Nb, carburo de Nb y carbonitruro de Nb. El compuesto de Nb es dispersado finamente en el acero antes del proceso de enfriamiento brusco, no se disuelve en solución sólida en hierro a la temperatura de enfriamiento, y se convierte en un punto de partida de la precipitación del compuesto de V en el enfriamiento brusco desde la temperatura de enfriamiento o en el proceso de revenido. Como punto de partida de la precipitación del compuesto de V, el nitruro de Nb que está más finamente disperso es usado preferentemente en comparación con el carburo de Nb y el carbonitruro de Nb.

50 Dado que el compuesto de V existe en el acero como un precipitado grueso antes del proceso de enfriamiento brusco, el compuesto de V se disuelve en solución sólida en hierro a la temperatura de enfriamiento y, a continuación, se precipita del compuesto de Nb como punto de partida. A medida que el compuesto de Nb se dispersa finamente, el compuesto de V que precipita del compuesto de Nb como punto de partida puede ser dispersado finamente. Por medio de la formación fina del compuesto de V, puede ser aumentado el número de compuestos de V, y puede ser obtenido el acero para un resorte de alta resistencia que tiene buena resistencia a la fragilización por hidrógeno.

55 La temperatura de enfriamiento es establecida para que sea mayor o igual a 950 °C y menor o igual a 1000 °C con el fin de que el compuesto de V sea disuelto en solución sólida en hierro a la temperatura de enfriamiento. Dicha temperatura de enfriamiento es mayor a la temperatura de disolución a la que el compuesto de V se disuelve en

solución sólida en hierro, y cuando el contenido de V es menor o igual a 0,50% como fue descrito con anterioridad, el compuesto de V es por completo disuelto en solución sólida en hierro de acuerdo con el cálculo de un producto de solubilidad. Dado que la temperatura de enfriamiento es alta, con el fin de evitar que el grano de cristal sea grueso, son añadidas cantidades apropiadas de Nb, Al, N y similares. Con esto, se puede suprimir la disminución de la tenacidad, y también se puede suprimir la disminución de la resistencia a la fractura retardada. Por lo tanto, puede ser obtenido el acero para un resorte de alta resistencia que tiene buena resistencia a la fractura retardada.

El compuesto de Nb forma un precipitado complejo y el compuesto de V es precipitado alrededor del compuesto de Nb. Un tamaño de grano promedio del precipitado complejo puede ser mayor o igual a 0,01  $\mu\text{m}$  y menor o igual a 1  $\mu\text{m}$ . Además, el número de los precipitados complejos por unidad puede ser mayor o igual a 100 /  $\text{mm}^2$  y menor o igual a 100.000 /  $\text{mm}^2$ . El tamaño promedio de grano y el número por unidad son medidos por el uso de un SEM (Microscopio Electrónico de Barrido), por ejemplo. El tamaño promedio de grano es obtenido por medio de la medición del diámetro de área equivalente (diámetro) de 100 precipitados complejos y el cálculo de un valor promedio de los valores medidos. El número por unidad es obtenido por medio de la medición del número de los precipitados complejos que existen en una región cuya área total es de 15  $\text{mm}^2$ , y por medio de la división del número por el área total.

En el acero para un resorte de alta resistencia, con el fin de suprimir la disminución de la durabilidad a la corrosión, el contenido de C está limitado a ser menor o igual a 0,5%. Además, con el fin de asegurar la resistencia del acero dentro de un intervalo donde el contenido de C sea menor o igual a 0,5%, la temperatura de revenido está limitada a menos de 390 °C. Por lo tanto, el acero para un resorte de alta resistencia que tiene buena durabilidad a la corrosión y alta resistencia puede ser obtenido. En este caso, con el fin de obtener un efecto suficiente de mejorar la tenacidad por medio del proceso de revenido, un límite inferior de la temperatura de revenido es establecido en 250 °C, más preferentemente, en 300 °C.

Con el fin de dispersar suficientemente el nitruro, el acero para un resorte de alta resistencia incluye de 0,0100 a 0,0200% de N. Con el fin de suprimir la fragilización del revenido a baja temperatura debido al N, el acero para un resorte de alta resistencia contiene cantidades apropiadas de Nb y Al, y N se desintoxica por medio de la precipitación de NbN y AlN en lugar de N. Con esto, puede ser suprimida la disminución de la tenacidad y también la disminución de la resistencia a la fractura retardada. Por lo tanto, puede ser obtenido el acero para un resorte de alta resistencia que tiene buena resistencia a la fractura retardada.

### Ejemplos

A continuación, son descritos ejemplos específicos, ejemplos comparativos y similares.

#### Ejemplo 1

En el ejemplo 1, fue llevado a cabo un proceso de enfriamiento brusco y un proceso de revenido en un acero que tiene una composición de la siguiente manera, y una pieza de prueba de fatiga por flexión rotativa y una pieza de prueba de fragilización por hidrógeno fueron fabricadas por medio de mecanizado.

Como el acero, fue usado un acero que contenía, por % en masa, C: 0,44%, Si: 1,75%, Mn: 0,45%, Ni: 0,25%, Cr: 0,75%, Mo: 0,08%, Cu: 0,35%, Al: 0,023%, V: 0,25%, Nb: 0,020%, N: 0,0130%, P: limitado a ser menor o igual a 0,010%, S: limitado a ser menor o igual a 0,003%, y el resto de Fe e impurezas inevitables.

La temperatura de enfriamiento fue de 950 °C, y su tiempo de retención fue de 30 minutos. Fue usado enfriamiento con aceite para enfriar el acero a partir de la temperatura de enfriamiento.

La temperatura de revenido fue de 360 °C y su tiempo de retención fue de 1 hora. Fue usado enfriamiento por aire para enfriar el acero a partir de la temperatura de revenido.

La dureza Vickers del acero después del proceso de revenido fue de 590 Hv.

Además, el acero obtenido fue observado con un microscopio electrónico. Las Figs. 1-(a) a 1-(e) son imágenes de SEM de una parte de una sección transversal del acero después del proceso de revenido en el ejemplo 1, y las Figs. 2-(a) a 2-(e) son imágenes de SEM de otra parte de la sección transversal del acero después del proceso de revenido en el ejemplo 1. La Fig. 1-(a) y la Fig. 2-(a) son imágenes de electrones retrodispersados, la Fig. 1-(b) y la Fig. 2-(b) son mapas de rayos X característicos de Nb, la Fig. 1-(c) y la Fig. 2-(c) son mapas de rayos X característicos de N, la Fig. 1-(d) y la Fig. 2-(d) son mapas de rayos X característicos de V, y la Fig. 1-(e) y la Fig. 2-(e) son mapas de rayos X característicos de C. En este caso, en las imágenes de electrones retrodispersados de la Fig. 1-(a) y la Fig. 2-(a), las porciones blancas indican el compuesto de Nb, y las porciones negras alrededor de las porciones blancas indican el compuesto de V. En los mapas de rayos X característicos de cada elemento de las Figs. 1-(b) a 1-(e) y de las Figs. 2-(b) a 2-(e), el brillo del color indica la cantidad de elemento, y cuanto más brillante (más blanco) sea el color, mayor será el contenido del elemento. Dado que las imágenes de electrones retrodispersados de la Fig. 1-(a) y la Fig. 2-(a) son imágenes de electrones reflejados del haz de electrones que rebotan cerca de la sección transversal del acero, esas imágenes expresan el tamaño de las superficies observadas como están. Por otro lado, los mapas de rayos X característicos de las Figs. 1-(b) a 1-(e) y de las Figs. 2-(b) a 2-(e) son imágenes de los rayos X característicos generados cuando el haz de electrones entra al acero desde la sección transversal del acero. Además, es

proporcionado un valor umbral para que la intensidad de los rayos X característicos sea detectada. Por lo tanto, las imágenes de los mapas de rayos X característicos son diferentes del tamaño que se observa en la superficie observada.

5 Como se desprende de la imagen de electrones retrodispersados de la Fig. 1-(a), fue observado que existía una porción (porción negra) en la que la concentración de V era mayor a la de su periferia en el acero del ejemplo 1, y existía una porción (porción blanca) en la porción negra en la que la concentración de Nb era mayor a fuera de la porción negra. Además, a partir de los mapas de rayos X característicos de las Figs. 1-(b) a 1-(e), fue observado que existía una porción en la cual las concentraciones de N y C eran altas en cada una de la porción negra y la porción blanca en la Fig. 1-(a), y existía una porción en la cual la concentración de N era alta y una porción en la cual la concentración de C era alta, al menos solapada. Por lo tanto, se puede decir que en el acero del ejemplo 1, se precipitó al menos Carbonitruro de V de manera tal que rodeara al menos el carbonitruro de Nb después del proceso de revenido.

15 Como se desprende de la imagen de electrones retrodispersados de la Fig. 2-(a), en la otra parte del acero del ejemplo 1, fue observado que existía una porción (porción negra) en la que la concentración de V era mayor a la de su periferia en el acero del ejemplo 1, y existía una porción (porción blanca) en la porción negra en la que la concentración de Nb era mayor a fuera de la porción negra. Además, a partir de los mapas de rayos X característicos de las Figs. 2-(b) a 2-(e), fue observado que existía una porción en la cual las concentraciones de N y C eran altas en cada una de la porción negra y la porción blanca en la Fig. 2-(a), y existía una porción en la cual la concentración de N era alta y una porción en la cual la concentración de C era alta, al menos solapada. Por lo tanto, se puede decir que en el acero del ejemplo 1, se precipitó al menos Carbonitruro de V de manera tal que rodeara al menos el carbonitruro de Nb después del proceso de revenido.

Por lo tanto, fue confirmado que el compuesto de V se precipitó de manera tal que rodeara el compuesto de Nb después del proceso de revenido en el acero del ejemplo 1.

25 La forma de la pieza de prueba fue basada en la forma de una pieza de prueba Núm. 1 descrita en las Normas Industriales de Japón (JIS Z2274). La pieza de prueba tiene una porción de constricción denominada parte paralela en una porción central de una barra redonda.

Para la pieza de prueba de fatiga por flexión rotativa, el diámetro de ambas partes finales fue de 15 mm, el diámetro de la parte paralela fue de 8 mm y la longitud de la parte paralela fue de 20 mm.

30 Para la pieza de prueba de fragilización por hidrógeno, el diámetro de ambas partes finales fue de 10 mm, el diámetro de la parte paralela fue de 4 mm y la longitud de la parte paralela fue de 15 mm.

#### Ejemplo comparativo 1

En el ejemplo comparativo 1, fue llevado a cabo un proceso de enfriamiento brusco y un proceso de revenido en un acero que tenía una composición como la siguiente, y una pieza de prueba de fatiga por flexión rotativa y una pieza de prueba de fragilización por hidrógeno fueron fabricadas por medio de mecanizado.

35 Como el acero, fue usado un acero que contenía, por % en masa, C: 0,52%, Si: 1,50%, Mn: 0,45%, Ni: 0,26%, Cr: 0,80%, Mo: 0,09%, Cu: 0,12%, Al: 0,023%, V: 0,16%, Nb: 0,025%, N: 0,0120%, P: 0,010%, S: 0,009%, y el resto de Fe e impurezas inevitables.

La temperatura de enfriamiento fue de 900 °C, y su tiempo de retención fue de 30 minutos. Fue usado enfriamiento con aceite para enfriar el acero a partir de la temperatura de enfriamiento.

40 La temperatura de revenido fue de 420 °C, y su tiempo de retención fue de 1 hora. Fue usado enfriamiento por aire para enfriar el acero a partir de la temperatura de revenido.

La dureza Vickers del acero después del proceso de revenido fue de 570 Hv.

Las formas de las piezas de prueba fueron las mismas que las de las piezas de prueba del ejemplo 1.

#### Prueba de fatiga por flexión rotativa

45 En una prueba de fatiga por flexión rotativa, fue cargada la tensión de onda sinusoidal en la pieza de prueba por medio de la rotación de la pieza de prueba, a la cual fue aplicado un cierto momento de flexión, a 3000 rpm, y fueron contados los tiempos repetidos hasta la rotura de la pieza de prueba.

50 La Fig. 3 ilustra los resultados de la prueba de fatiga por flexión rotativa del ejemplo 1 y el ejemplo comparativo 1. En la Fig. 3, una línea continua ilustra el resultado de la prueba de fatiga por flexión rotativa del ejemplo 1, y una línea discontinua ilustra el resultado de la prueba de fatiga por flexión rotativa del ejemplo comparativo 1.

Como se desprende de la Fig. 3, fue confirmado que el acero del ejemplo 1 tenía una buena resistencia a la fatiga por flexión en comparación con el acero del ejemplo comparativo 1.

Prueba de fragilización por hidrógeno

5 En una prueba de fragilización por hidrógeno, fue medida la tensión máxima por la cual la pieza de prueba no fue rota, por medio del empapado de la parte paralela de la pieza de prueba en electrolito, la carga de los hidrógenos generados por un campo eléctrico del electrolito a la pieza de prueba durante 48 horas, y posteriormente, la aplicación de una carga en la pieza de prueba mientras la parte paralela estaba empapada en el electrolito. Como el electrolito, fue usada una solución acuosa que contenía 5% de tiocianato de amonio a 50 °C. Como un probador para aplicar la carga en la pieza de prueba, fue usado un probador de carga constante operado por palanca. El período de prueba para confirmar la tensión máxima por la cual la pieza de prueba no se rompió (de aquí en adelante en la presente memoria, "tensión sin rotura") fue de 96 horas. Esta prueba de fragilización por hidrógeno también fue una prueba de durabilidad a la corrosión y una prueba de resistencia a la fractura retardada, y la solución acuosa que contenía 5% de tiocianato de amonio funcionó como el electrolito y también como la solución de corrosión.

10 La tensión sin rotura de la pieza de prueba del ejemplo 1 fue de 325 MPa, mientras que la tensión sin rotura de la pieza de prueba del ejemplo comparativo 1 fue de 240 MPa. Por lo tanto, fue confirmado que el acero del ejemplo 1 tenía buena resistencia a la fragilización por hidrógeno, durabilidad a la corrosión y resistencia a la fractura retardada en comparación con el acero del ejemplo comparativo 1.

15 Después de la prueba de fragilización por hidrógeno, fue medida una cantidad de hidrógeno difusible de la pieza de prueba. La pieza de prueba fue calentada para aumentar la temperatura de la pieza de prueba a velocidad constante, la cantidad de hidrógeno descargada de la pieza de prueba fue medida de manera continua por medio de un procedimiento de cromatografía de gases, y la cantidad de hidrógeno difusible fue obtenida a partir de su perfil.

20 El hidrógeno descargado a una temperatura menor a 300 °C es hidrógeno difusible, y el hidrógeno descargado a una temperatura mayor o igual a 300 °C es hidrógeno no difusible. La descarga del hidrógeno difusible está casi terminada antes de que la temperatura de la pieza de prueba alcance los 220 °C, y cuando la temperatura de la pieza de prueba excede los 400 °C, el hidrógeno no difusible comienza a ser descargado. El hidrógeno capturado en el sitio de trampa de hidrógeno no es descargado a una temperatura menor a 300 °C.

25 La cantidad de hidrógeno difusible de la pieza de prueba del ejemplo 1 fue de 0,36 ppm en masa, mientras que la cantidad de hidrógeno difusible de la pieza de prueba del ejemplo comparativo 1 fue de 1,87 ppm en masa. Por lo tanto, fue confirmado que el acero del ejemplo 1 tenía más sitios de trampa de hidrógeno y tenía una buena resistencia a la fragilización por hidrógeno en comparación con el acero del ejemplo comparativo 1.

Ejemplo 2

30 En el ejemplo 2, fue llevado a cabo un proceso de enfriamiento brusco y un proceso de revenido en un acero que tenía una composición igual a la del acero del ejemplo 1, y fue fabricada una pieza de prueba de resistencia a la tracción por medio de mecanizado para llevar a cabo una prueba de tracción.

La temperatura de enfriamiento fue de 950 °C, y su tiempo de retención fue de 30 minutos. Fue usado enfriamiento con aceite para enfriar el acero a partir de la temperatura de enfriamiento.

35 La temperatura de revenido fue de 380 °C o 350 °C, y su tiempo de retención fue de 1 hora. Fue usado enfriamiento por aire para enfriar el acero a partir de la temperatura de revenido.

La forma de la pieza de prueba de tracción fue basada en la forma de una pieza de prueba Núm. 4 descrita en las Normas Industriales de Japón (JIS Z2241).

40 En el prueba de tracción, fue medida la resistencia a la tracción, el límite elástico al 0,2%, el alargamiento después de la fractura, la reducción del área y similares.

La temperatura de revenido, los resultados de la prueba de tracción y la dureza Vickers son ilustrados en la Tabla 1.

Tabla 1

TEMPERATURA DE REVENIDO [°C]	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN [MPa]	LÍMITE ELÁSTICO AL 0,2% [MPa]	ALARGAMIENTO DE ROTURA [%]	ESTIRADO [%]	DUREZA [Hv]
380	1973	1765	14	50	584
350	2055	1827	14	49	601

Como es evidente a partir de la Tabla 1, fue confirmado que el acero del ejemplo 2 tenía alta resistencia.

#### Ejemplo 3

- 5 En el ejemplo 3, un acero que tenía una composición igual a la del acero del ejemplo 1 y del ejemplo 2 fue formado en caliente en una forma de bobina. Posteriormente, fue llevado a cabo un proceso de enfriamiento brusco, un proceso de revenido, granallado y fraguado en el componente obtenido para fabricar un resorte helicoidal. Posteriormente, fue llevada a cabo una prueba de durabilidad del resorte helicoidal obtenido. La temperatura de enfriamiento fue de 990 °C, y su tiempo de retención fue de 20 minutos. Fue usado enfriamiento con aceite para enfriar el resorte helicoidal a partir
- 10 de la temperatura de enfriamiento. La temperatura de revenido fue de 360 °C, y su tiempo de retención fue de 1 hora. Fue usado enfriamiento por aire para enfriar el resorte helicoidal a partir de la temperatura de revenido. La dureza Vickers del resorte helicoidal después del proceso de revenido fue de 580 Hv.

#### Ejemplo comparativo 2

- 15 En el ejemplo comparativo 2, un acero que tenía una composición igual a la del acero del ejemplo comparativo 1 fue formado en caliente en una forma de bobina similar al ejemplo 3, y fue obtenido un componente que tenía una forma igual a la del ejemplo 3. Posteriormente, fue llevado a cabo un proceso de enfriamiento brusco, un proceso de revenido, granallado y fraguado en el componente obtenido, y fue fabricado un resorte helicoidal que tenía la misma forma que el del ejemplo 3. Posteriormente, fue llevada a cabo una prueba de durabilidad del resorte helicoidal obtenido. La temperatura de enfriamiento fue de 940 °C, y su tiempo de retención fue de 20 minutos. Fue usado enfriamiento con
- 20 aceite para enfriar el resorte helicoidal a partir de la temperatura de enfriamiento. La temperatura de revenido fue de 420 °C, y su tiempo de retención fue de 1 hora. Fue usado enfriamiento por aire para enfriar el resorte helicoidal a partir de la temperatura de revenido. La dureza Vickers del resorte helicoidal después del proceso de revenido fue de 560 Hv.

#### Prueba de durabilidad

- 25 En la prueba de durabilidad, la tensión fue cargada de manera repetida en el resorte helicoidal por medio de varias amplitudes de tensión mientras se establecía la tensión promedio en 735 MPa, y fueron contados los tiempos repetidos hasta la rotura del resorte helicoidal. En este caso, en el ejemplo 3, las amplitudes de tensión fueron de 735 MPa ± 620 MPa (tensión máxima: 1355 MPa, tensión mínima: 115 MPa) y 735 MPa ± 6550 MPa (tensión máxima: 1285 MPa, tensión mínima: 185 MPa). En el ejemplo comparativo 2, las amplitudes de tensión fueron 735 MPa ± 525 MPa (tensión
- 30 máxima: 1260 MPa, tensión mínima: 210 MPa) y 735 MPa ± 500 MPa (tensión máxima: 1235 MPa, tensión mínima: 235 MPa).

- La Fig. 4 ilustra los resultados de la prueba de durabilidad del ejemplo 3 y el ejemplo comparativo 2. En la Fig. 4, una línea continua ilustra el resultado de la prueba de durabilidad del ejemplo 3, y una línea discontinua ilustra el resultado de la prueba de durabilidad del ejemplo comparativo 2. Como es evidente a partir de la Fig. 4, fue confirmado que el
- 35 resorte helicoidal del ejemplo 3 tenía buena durabilidad en comparación con el resorte helicoidal del ejemplo comparativo 2.

## REIVINDICACIONES

- 5 **1.** Un resorte de alta resistencia que contiene, en % en masa, C: de 0,40 a 0,50%, Si: de 1,00 a 3,00%, Mn: de 0,30 a 1,20%, Ni: de 0,05 a 0,50%, Cr: de 0,35 a 1,50%, Mo: de 0,03 a 0,50%, Cu: de 0,05 a 0,50%, Al: de 0,005 a 0,100%, V: de 0,05 a 0,50%, Nb: de 0,005 a 0,150%, N: de 0,0100 a 0,0200%, P: limitado a menos de o igual a 0,015%, S: limitado a menos de o igual a 0,010%, y el resto de Fe e impurezas inevitables,
- en el que está incluido un compuesto de Nb que incluye al menos uno de carburo de Nb, nitruro de Nb y carbonitruro de Nb, y
- en el que está incluido un compuesto de V que incluye al menos uno de carburo de V y carbonitruro de V que se precipita alrededor del compuesto de Nb, y en el que el número de los precipitados complejos, formado por el compuesto de Nb y el compuesto de V precipitados alrededor del compuesto de Nb, por unidad es mayor o igual a 100/mm<sup>2</sup> y menor o igual a 100.000/mm<sup>2</sup>.
- 10
- 2.** Un procedimiento de fabricación de un resorte de alta resistencia, comprendiendo el procedimiento:
- llevar a cabo un proceso de enfriamiento brusco en el que la temperatura de enfriamiento es mayor o igual a 950 °C y menor o igual a 1000 °C, y un proceso de revenido en el que la temperatura de revenido es mayor o igual a 250 °C y menor de 390 °C, en un acero que contiene, en % en masa, C: de 0,40 a 0,50%, Si: de 1,00 a 3,00%, Mn: de 0,30 a 1,20%, Ni: de 0,05 a 0,50%, Cr: de 0,35 a 1,50%, Mo: de 0,03 a 0,50%, Cu: de 0,05 a 0,50%, Al: de 0,005 a 0,100%, V: de 0,05 a 0,50%, Nb: de 0,005 a 0,150%, N: de 0,0100 a 0,0200%, P: limitado a menos de o igual a 0,015%, S: limitado a menos de o igual a 0,010%, y el resto de Fe e impurezas inevitables,
- 15
- en el que un compuesto de V que incluye al menos uno de carburo de V y carbonitruro de V se disuelve en solución sólida en Fe a la temperatura de enfriamiento, y después, el compuesto de V se precipita alrededor de un compuesto de Nb que incluye al menos uno de carburo de Nb, nitruro de Nb y carbonitruro de Nb, y
- 20
- y en el que el número de los precipitados complejos, formado por el compuesto de Nb y el compuesto de V precipitados alrededor del compuesto de Nb, por unidad es mayor o igual a 100/mm<sup>2</sup> y menor o igual a 100.000/mm<sup>2</sup>.
- 25 **3.** Un acero para un resorte de alta resistencia, que contiene, en % en masa, C: de 0,40 a 0,50%, Si: de 1,00 a 3,00%, Mn: de 0,30 a 1,20%, Ni: de 0,05 a 0,50%, Cr: de 0,35 a 1,50%, Mo: de 0,03 a 0,50%, Cu: de 0,05 a 0,50%, Al: de 0,005 a 0,100%, V: de 0,05 a 0,50%, Nb: de 0,005 a 0,150%, N: de 0,0100 a 0,0200%, P: limitado a menos de o igual a 0,015%, S: limitado a menos de o igual a 0,010%, y el resto de Fe e impurezas inevitables,
- 30
- en el que está incluido un compuesto de Nb que incluye al menos uno de carburo de Nb, nitruro de Nb y carbonitruro de Nb, y
- en el que está incluido un compuesto de V que incluye al menos uno de carburo de V y carbonitruro de V que se precipita alrededor del compuesto de Nb, y en el que el número de los precipitados complejos, formado por el compuesto de Nb y el compuesto de V precipitados alrededor del compuesto de Nb, por unidad es mayor o igual a 100/mm<sup>2</sup> y menor o igual a 100.000/mm<sup>2</sup>.
- 35 **4.** Un procedimiento de fabricación de un acero para un resorte de alta resistencia, comprendiendo el procedimiento:
- llevar a cabo un proceso de enfriamiento brusco en el que la temperatura de enfriamiento es mayor o igual a 950 °C y menor o igual a 1000 °C, y un proceso de revenido en el que la temperatura de revenido es mayor o igual a 250 °C y menor de 390 °C, en un acero que contiene, en % en masa, C: de 0,40 a 0,50%, Si: de 1,00 a 3,00%, Mn: de 0,30 a 1,20%, Ni: de 0,05 a 0,50%, Cr: de 0,35 a 1,50%, Mo: de 0,03 a 0,50%, Cu: de 0,05 a 0,50%, Al: de 0,005 a 0,100%, V: de 0,05 a 0,50%, Nb: de 0,005 a 0,150%, N: de 0,0100 a 0,0200%, P: limitado a menos de o igual a 0,015%, S: limitado a menos de o igual a 0,010%, y el resto de Fe e impurezas inevitables,
- 40
- en el que un compuesto de V que incluye al menos uno de carburo de V y carbonitruro de V se disuelve en solución sólida en Fe a la temperatura de enfriamiento, y después, el compuesto de V se precipita alrededor de un compuesto de Nb que incluye al menos uno de carburo de Nb, nitruro de Nb y carbonitruro de Nb, y en el que el número de los precipitados complejos, formado por el compuesto de Nb y el compuesto de V precipitados alrededor del compuesto de Nb, por unidad es mayor o igual a 100/mm<sup>2</sup> y menor o igual a 100.000/mm<sup>2</sup>.
- 45

FIG.1

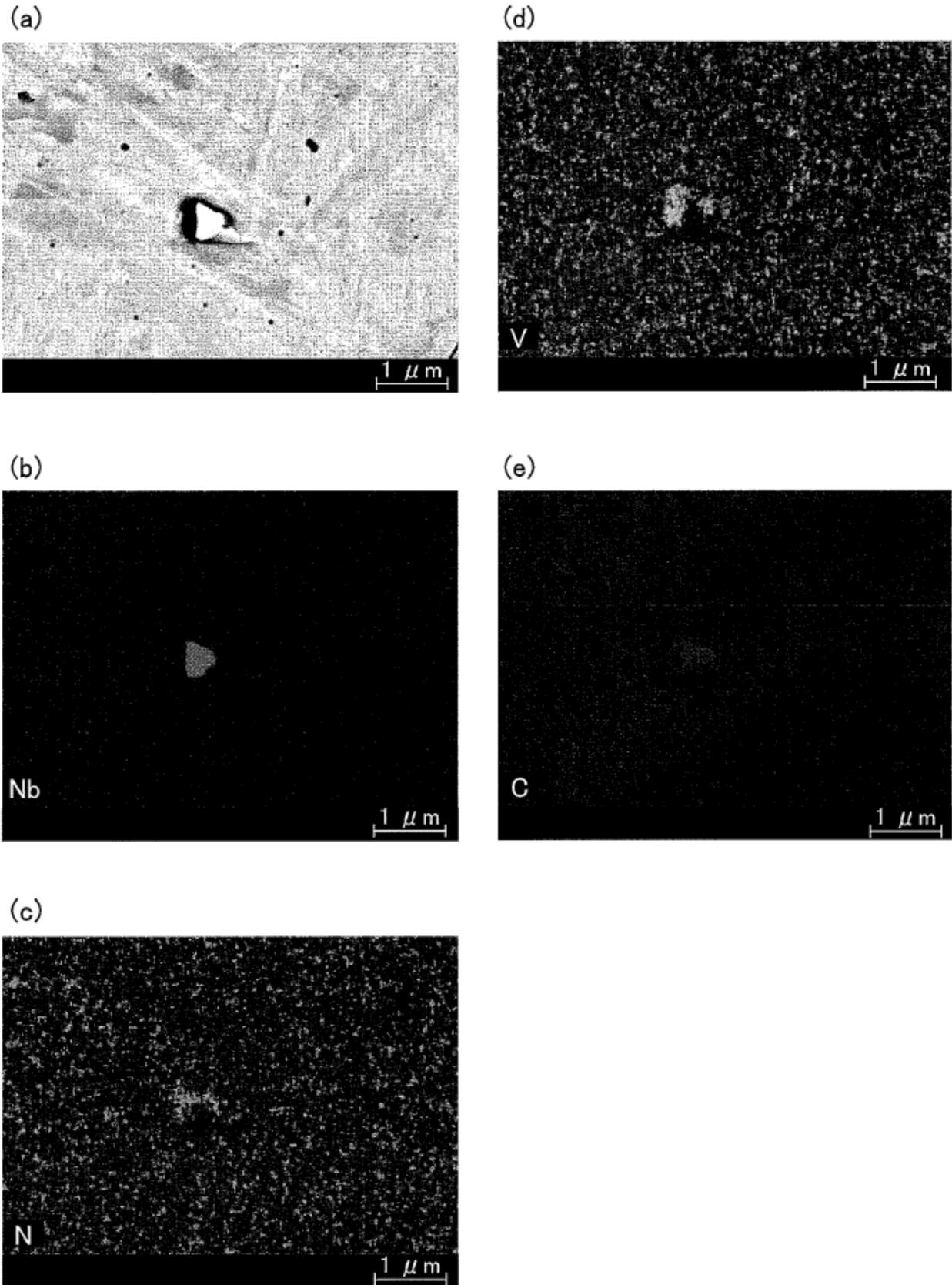


FIG.2

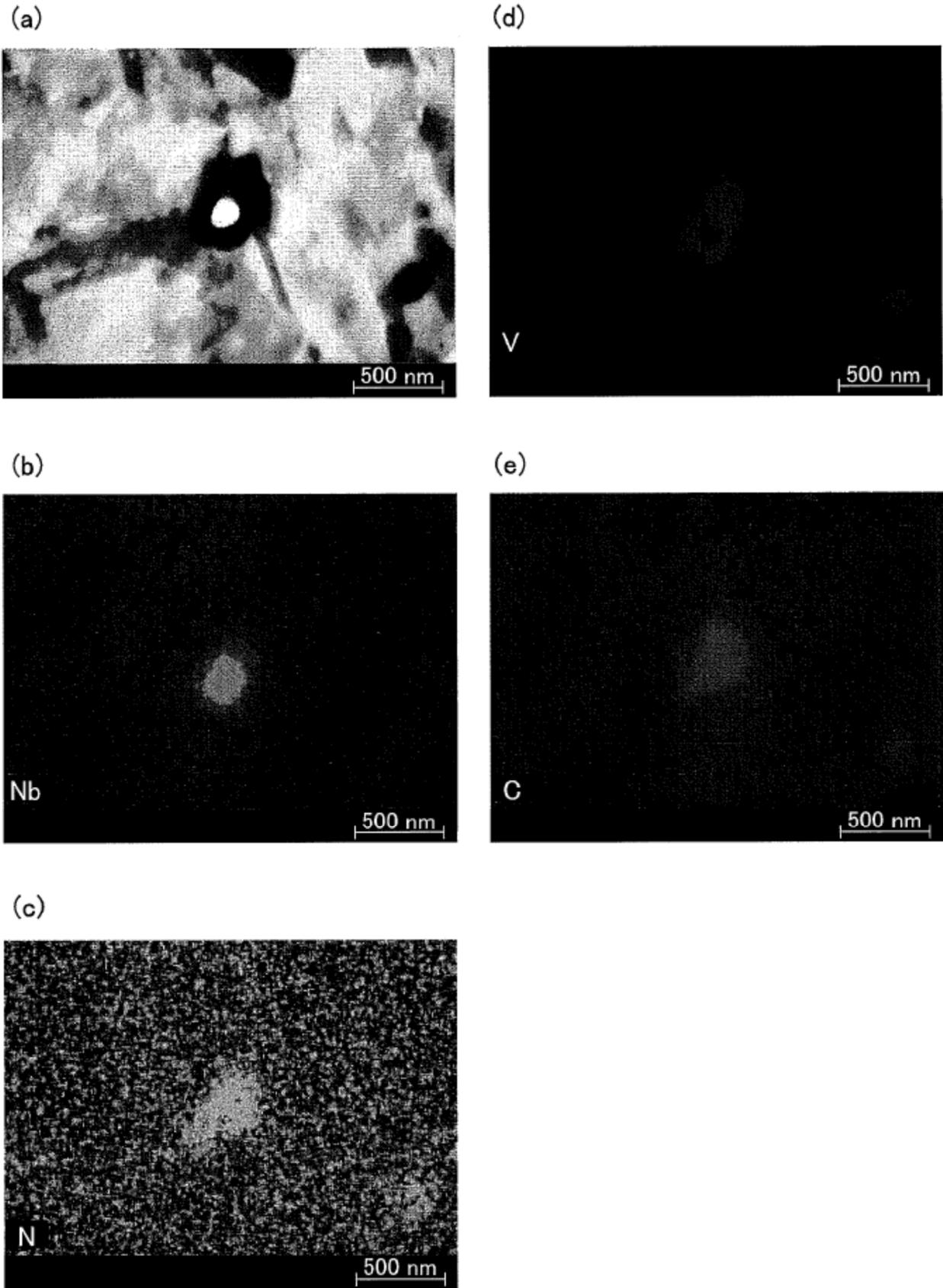


FIG.3

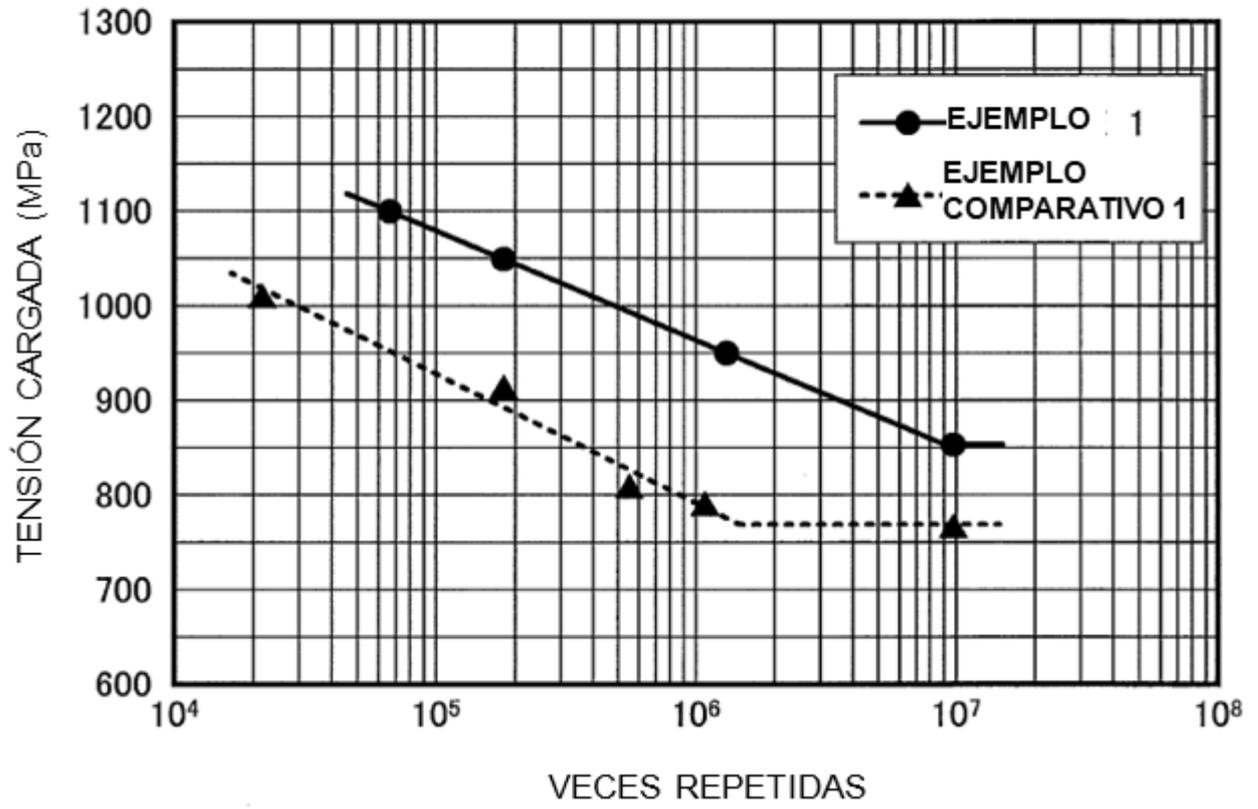


FIG.4

