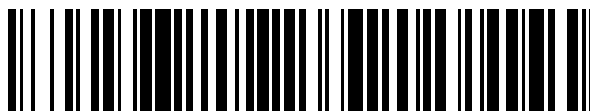


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 623 402**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)
C21D 7/06 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01)
C21D 9/02 (2006.01)
C21D 1/25 (2006.01)
C21D 7/13 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **15.12.2010 PCT/JP2010/072541**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **23.06.2011 WO11074600**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **15.12.2010 E 10837626 (0)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **29.03.2017 EP 2514846**

54 Título: **Acero para ballesta con alta resistencia a la fatiga y componente de ballesta**

30 Prioridad:

18.12.2009 JP 2009287175

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
11.07.2017

73 Titular/es:

AICHI STEEL CORPORATION (50.0%)
1, Wano-wari Arao-machi Tokai-shi
Aichi 476-8666, JP y
NHK SPRING CO., LTD. (50.0%)

72 Inventor/es:

SUGIMOTO ATSUSHI;
KURIMOTO KIYOSHI;
TANGE AKIRA;
GOTO YURIKA y
AKEDA, MAMORU

74 Agente/Representante:

VALLEJO LÓPEZ, Juan Pedro

ES 2 623 402 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

Acero para ballesta con alta resistencia a la fatiga y componente de ballesta

5 Campo técnico

La presente invención se refiere a un acero para una ballesta con una alta resistencia a la fatiga que muestra una excelente resistencia a la fatiga de forma estable cuando se usa en una ballesta de suspensión sometida a un tratamiento de granallado y que muestra excelentes características de dureza y excelentes características de fragilización por hidrógeno mientras que se mantiene la alta resistencia. La presente invención también se refiere a una ballesta de suspensión producida usando el acero.

Técnica anterior

Como resorte de suspensión para su uso en un automóvil, se han usado la ballesta y un resorte que está hecho de una barra redonda y al que se aplicará fuerza de torsión (una barra de torsión, un estabilizador, un resorte helicoidal, etc., en lo sucesivo en el presente documento denominado como el resorte hecho de la barra redonda, apropiadamente). El resorte helicoidal se usa generalmente en turismos y la ballesta se usa en los camiones. La ballesta y el resorte hecho de una barra redonda son una de las piezas grandes en cuando a peso entre las partes de chasis y estas piezas se investigan y se desarrollan convencionalmente de manera constante para conseguir una resistencia superior y para ahorrar peso.

Para lograr una resistencia superior, es particularmente importante mejorar la resistencia a la fatiga, y el endurecimiento del acero es una de las medidas para ello.

Sin embargo, tanto en cuanto al resorte hecho de una barra redonda como a la ballesta, se sabe que si se aumenta la resistencia a la tracción aumentando la dureza, la resistencia a la fatiga se mejorará eficazmente en un entorno ordinario, mientras que en un ambiente corrosivo, si se aumenta la resistencia a la tracción aumentando la dureza, la resistencia a la fatiga será disminuida en forma significativamente adversa.

Por consiguiente, el problema más significativo de los desarrollos convencionales ha sido que la contramedida para mejorar la resistencia a la tracción mejorando simplemente la dureza no alejará a la solución de los problemas. Además, aun cuando la ballesta y el resorte hecho de una barra redonda se pintan generalmente cuando se usan, existe una posibilidad de que la pintura superficial de los resortes se dañe durante la impulsión debido al golpe por una piedra, etc., ya que se ponen en automóviles en una posición cerca de la tierra, y la corrosión puede avanzar gradualmente desde las secciones dañadas, y lo cual puede causar la rotura en algunos casos. Además, un agente de fusión de la nieve que contribuye a la corrosión se dispersa ocasionalmente sobre la carretera en el invierno para evitar el congelamiento de la superficie de la carretera.

Por estas razones, ha habido fuertes requisitos para el desarrollo de un acero que reduzca difícilmente la resistencia a la fatiga de corrosión incluso si su dureza es mejorada.

El estudio se ha realizado convencionalmente de muchas maneras acerca de una disminución en la resistencia, especialmente de una disminución en las características de fatiga en el ambiente corrosivo; de hecho muchos documentos, etc., han dejado claro que el hidrógeno generado según avanza la corrosión entra en el acero y contribuye a la fragilización del acero. Como contramedidas, se describen las tecnologías desveladas en, por ejemplo, los siguientes Documentos de Patente 1 a 3.

Además, el documento JP 2002-180204 A se refiere a un acero de resorte que tiene una excelente resistencia al asentamiento en caliente.

50 Documento de la técnica anterior

Documentos de patente

Documento de patente 1: Publicación de Solicitud de Patente Japonesa n.º 11-29839
Documento de patente 2: Publicación de Solicitud de Patente Japonesa n.º 9-324219
Documento de patente 3: Publicación de Solicitud de Patente Japonesa n.º 10-1746

Divulgación de la invención

60 Problema a resolver por la invención

Sin embargo, el acero de resorte convencional propuesto como contramedidas de fragilización por hidrógeno se basa principalmente en la suposición de que se aplicaría a un resorte helicoidal tal como un resorte de válvula y un resorte de suspensión o a un resorte de barra redonda, tal como un estabilizador y una torsión, como se desvela en los documentos de patente anteriores. El desarrollo del acero de resorte para su uso en una ballesta apenas se ha realizado.

Por lo tanto, el acero de resorte convencional no ha tenido un sistema de componentes óptimo que conduzca a la solución de los problemas que no son notables para el resorte hecho de una barra redonda pero particularmente notables para las ballestas.

Recientemente, se ha intentado mejorar la resistencia a la fatiga de las ballestas en las que se realiza el granallado a una temperatura en el intervalo, por ejemplo, de 150 a 350 °C con una carga de flexión aplicada a los resortes añadiendo una tensión de flexión (en lo sucesivo en el presente documento, este tratamiento se denomina apropiadamente "granallado de alta resistencia"). Se ha encontrado que aunque el tratamiento de granallado de alta resistencia es eficaz para mejorar la resistencia a la fatiga de las ballestas, la prueba de fatiga en las ballestas sometidas al tratamiento reveló que este tratamiento no es eficaz para obtener mejoras suficientes en la duración de la fatiga para algunas ballestas.

Además, se requiere considerar el hecho de que la descarburación tiende a ser observada en el producto final de la ballesta. Esto es causado por el hecho de que la ballesta se enfría después de rodar a baja velocidad y tiene una tasa decreciente de área transversal reducida como resultado de la rodadura en comparación con el resorte hecho de barra redonda, tal como barra de acero, un alambrión, etc., puesto que la ballesta tiene un área en sección transversal significativamente grande en su producto final en comparación con el resorte hecho de una barra redonda.

Además, en cuanto a las ballestas, se requiere resolver los problemas comunes con los resortes hechos de barra redonda, tales como mejoras en la resistencia a la fragilización por hidrógeno y la tenacidad en el intervalo de alta dureza. Por lo tanto, es necesario proporcionar acero óptimo para una ballesta teniendo en cuenta estos aspectos.

La presente invención se realizó para resolver estos problemas y un objetivo de la presente invención es proporcionar un acero para una ballesta de suspensión con alta resistencia a la fatiga que se mejora en dureza para mayor resistencia, que asegura una excelente tenacidad incluso en un intervalo de dureza donde la fragilización por hidrógeno será un problema, y que permite una mejora segura de la duración de la fatiga a través de granallado de alta resistencia. Otro objetivo de la presente invención es proporcionar una ballesta de suspensión fabricada del acero para una ballesta de suspensión con alta resistencia a la fatiga.

Medios para resolver el problema

Los presentes inventores realizaron un estudio específico sobre las causas de la rotura temprana en algunos de las ballestas después de un granallado de alta resistencia, y confirmaron que la rotura tiene su origen de fractura no en la superficie sometida a la mayor tensión durante la prueba de fatiga, sino en una sección interna, y una gran estructura de bainita está presente en el origen de la fractura interna. Los presentes inventores encontraron que la estructura de bainita se considera la causa de la disminución en duración de la fatiga. Entonces, los presentes inventores encontraron que al añadir Ti activamente en un intervalo del 0,07 % al 0,15 % de tal manera que se satisfagan las condiciones de $Ti/N \geq 10$ como se describe posteriormente, es posible inhibir la aparición de la estructura de bainita y, como resultado, obtener una vida de fatiga excelente, incluso en un caso en el que se realiza un tratamiento de granallado de alta resistencia.

Además, los presentes inventores encontraron un sistema de componentes que es poco probable que cause descarburación de ferrita durante la fabricación de la ballesta y puede garantizar unas excelentes características incluso en el intervalo de alta dureza, como se describe más adelante. Los presentes inventores encontraron que se pueden fabricar ballestas de suspensión que puedan asegurar establemente una vida de fatiga excelente en el intervalo de alta dureza tomando contramedidas en combinación con la adición de Ti que se ha descrito anteriormente y completada la presente invención.

La presente invención proporciona una ballesta de suspensión de acuerdo con la reivindicación 1 y un acero para una ballesta de suspensión de acuerdo con la reivindicación 3.

Efectos de la invención

El acero para una ballesta de suspensión con alta resistencia a la fatiga de acuerdo con la presente invención tiene la composición específica como se muestra en la reivindicación 3.

En particular, los intervalos de Ti y Ti/N se regulan como se describe en la reivindicación 3, de manera que es posible precipitar TiC fino y obtener granos finos de austenita durante el calentamiento antes del enfriamiento. Por consiguiente, en el acero para una ballesta de suspensión, es posible inhibir la generación de bainita grande que puede ocurrir posiblemente durante el enfriamiento y el atemperado. Por lo tanto, incluso si el acero para una ballesta de suspensión se utiliza para fabricar ballestas de suspensión sobre las que se realiza el tratamiento de granallado de alta resistencia, es posible evitar la aparición de rotura temprana que tenga una gran bainita como origen de fractura, obteniendo así una excelente resistencia a la fatiga.

Además, el TiC fino puede servir como un sitio de trampa de hidrógeno. Por consiguiente, incluso si el hidrógeno entra en el acero, apenas se produce la fragilización del hidrógeno, de modo que el acero para una ballesta de suspensión descrito anteriormente puede presentar excelentes características de resistencia a la fragilización por hidrógeno.

Además, se permite que el acero anteriormente descrito para una ballesta de suspensión contenga Si en el intervalo específico descrito anteriormente, donde el aumento de la cantidad de descarburación no es problemático, al mismo tiempo que suprime el contenido de C a un nivel comparativamente pequeño. Con esta disposición, se puede aumentar la resistencia al ablandamiento de atemperado, permitiendo que el atemperado se realice a una temperatura más alta. Además, al añadir Ti y B como componentes indispensables, puede tener una elevada resistencia a la fragilización por hidrógeno y una resistencia de borde de grano mejorada.

Como resultado, puede presentar una tenacidad excelente en el intervalo de alta dureza. En particular, los efectos son notables en el intervalo de alta dureza de al menos HV510.

Por lo tanto, de acuerdo con la presente invención, se proporciona un acero para una ballesta de suspensión con alta resistencia a la fatiga que se mejora en dureza para mayor resistencia, que asegura una excelente tenacidad incluso en un rango de dureza donde la fragilización por hidrógeno sería un problema y que permite una mejora segura en la vida de fatiga a través de granallado de alta resistencia.

Además, la ballesta de suspensión de acuerdo con la presente invención se obtiene utilizando el acero para una ballesta de suspensión con alta resistencia a la fatiga de acuerdo con la presente invención. Específicamente, la ballesta de suspensión se puede fabricar conformando el acero para una ballesta de suspensión en una forma de resorte y enfriándolo y templándolo.

Dado que la ballesta de suspensión utiliza el acero para una ballesta de suspensión con alta resistencia a la fatiga de acuerdo con la presente invención, puede tener una dureza más alta para una mayor resistencia y excelente tenacidad incluso en el rango de dureza donde la fragilización de hidrógeno sería problemática, obteniendo así una vida de fatiga mejorada a través de un granallado de alta resistencia.

En particular, los efectos de mejorar la tenacidad son notables en el intervalo de alta dureza de al menos HV510.

Breve descripción de los dibujos

La figura 1 es un gráfico explicativo de una relación entre un contenido de carbono (C) y un valor de impacto de acuerdo con un ejemplo;
la figura 2 es un gráfico explicativo de una relación entre un contenido de silicio (Si) y un valor de impacto de acuerdo con el ejemplo;
la figura 3 es un gráfico explicativo de una relación entre un contenido de silicio (Si) y una profundidad de descarburación de acuerdo con el ejemplo;
la figura 4 es un gráfico explicativo de una relación entre un contenido de titanio (Ti) y un diámetro de grano γ anterior de acuerdo con el ejemplo;
la figura 5 es un gráfico explicativo de una relación entre una tasa de Ti/N y un diámetro de grano γ anterior de acuerdo con el ejemplo;
la figura 6 es un gráfico explicativo de una relación entre un contenido de titanio (Ti) y una relación de resistencia a la fragilización por hidrógeno de acuerdo con el ejemplo;
la figura 7 es un gráfico explicativo de una relación entre una tasa de Ti/N y una relación de resistencia a la fragilización por hidrógeno de acuerdo con el ejemplo; y
la figura 8 es un gráfico explicativo de una relación entre la dureza y un valor de impacto.

Modos para realizar la invención

El acero que se ha descrito anteriormente para una ballesta de suspensión contiene C, Si, Mn, Cr, Ti, B, y N en los intervalos de composición reivindicados.

A continuación se describirán razones por las que el intervalo de contenido está restringido para cada uno de los componentes.

C: del 0,40 al 0,54 %

C es un elemento indispensable para asegurar una resistencia y una dureza suficientemente excelentes después del tratamiento de enfriamiento y templado.

Si el contenido de C es inferior al 0,4 %, existe la posibilidad de que la resistencia como resorte sea insuficiente. Además, si el contenido de C disminuye, es necesario realizar un atemperado a baja temperatura para obtener una alta dureza, especialmente una dureza de al menos HV510. Como resultado, la relación de resistencia a la

fragilización por hidrógeno disminuye de manera que puede ser posible que se produzca la fragilización por hidrógeno.

5 Por otra parte, si el contenido es superior al 0,54 %, la tenacidad en el intervalo de alta dureza tiende a disminuir incluso si se añaden Ti y B y es posible que se produzca la fragilización por hidrógeno. Para mejorar la tenacidad, en particular, es preferible fijar el límite superior a menos del 0,50 %.

10 Además, la presente invención contiene Ti y B, limitando al mismo tiempo el contenido de C al intervalo específico que se ha descrito anteriormente. Por consiguiente, el acero descrito anteriormente para una ballesta de suspensión puede tener tanto dureza como tenacidad a mayores niveles.

15 Es decir, en general, en el intervalo bajo de dureza, la tenacidad aumenta a medida que disminuye el contenido de C. Sin embargo, puesto que las ballestas de suspensión de acuerdo con la presente invención apuntan a una alta dureza (preferiblemente, al menos HV510), si el contenido de C es del orden del 0,40 %, se hace necesario disminuir la temperatura de templado para obtener una alta dureza, dando como resultado una alta posibilidad de que las ballestas de suspensión caigan en un intervalo de fragilización de templado a baja temperatura. Como resultado, puede ocurrir un fenómeno de inversión en el que la tenacidad disminuye bastante en comparación con un caso en el que el contenido de C es del orden del 0,50 %. Sin embargo, de acuerdo con la presente invención, añadiendo tanto Ti como B como componentes indispensables, la tenacidad mejora en el intervalo de alta dureza 20 incluso si el contenido de C se ajusta en el orden del 0,40 %, que es una tasa relativamente baja para el acero para una ballesta, mejorando de este modo la tenacidad en comparación con un caso en el que el contenido de C es superior al 0,54 %. Especialmente, si el contenido de C se establece en menos del 0,50 %, los efectos de mejorar la tenacidad son notables.

25 Si: del 0,40 al 0,90 %

30 El Si tiene efectos de aumentar la resistencia de reblandecimiento de templado, para permitir ajustar la temperatura de templado a un valor más alto incluso en el caso de tener por objetivo una alta dureza. Por consiguiente, Si es un elemento que contribuye a asegurar una alta resistencia y una alta tenacidad y previene la fragilización por hidrógeno para mejorar la resistencia a la fatiga por corrosión.

35 Si el contenido de Si es inferior al 0,40 %, la dureza deseada no puede obtenerse a menos que se reduzca la temperatura de templado, de manera que la tenacidad no puede mejorarse suficientemente. Además, en tal caso, existe la posibilidad de que la fragilización por hidrógeno no sea suficientemente inhibida. Si el contenido es superior al 0,90 %, el acero para una ballesta de suspensión, que tiene un área en sección transversal mayor y una velocidad de enfriamiento posterior a la rodadura inferior a la de un resorte de barra redonda, puede ser susceptible a la descarburación de ferrita, lo que puede conducir a deterioros en la resistencia a la fatiga.

40 Además, es preferible que el contenido de Si sea superior al 0,50 % desde el punto de vista de mejorar adicionalmente la tenacidad.

Mn: del 0,40 al 1,20 %

45 Mn es un elemento indispensable para asegurar la templabilidad necesaria para el acero para una ballesta de suspensión.

50 Si el contenido de Mn es inferior al 0,40 %, existe la posibilidad de que la templabilidad necesaria para el acero para una ballesta de suspensión no pueda obtenerse fácilmente. Si el contenido de Mn es superior a 1,200, existe la posibilidad de que la templabilidad se vuelva excesiva y se puedan producir fácilmente grietas de temple.

Cr: del 0,70 al 1,50 %

55 Cr es un elemento indispensable para asegurar la templabilidad necesaria para el acero para una ballesta de suspensión.

60 Si el contenido de Cr es inferior al 0,70 %, existe la posibilidad de que la resistencia a la templabilidad y al reblandecimiento por templado necesaria para el acero para una ballesta de suspensión no pueda asegurarse. Si el contenido es superior al 1,50 %, existe la posibilidad de que la templabilidad se vuelva excesiva y se puedan producir fácilmente grietas de temple.

Ti: del 0,070 al 0,150 %

65 Ti existe en acero en forma de TiC que puede convertirse en un sitio de trampa de hidrógeno y tiene los efectos de mejorar la resistencia a la fragilización por hidrógeno. Además, puede formar TiC fino junto con C en acero, permitiendo que una estructura de enfriamiento/templado se afine, de manera que la generación de grandes estructuras de bainita puede ser inhibida. Además, puede unirse con N para formar TiN para inhibir la generación de

BN, teniendo así los efectos de impedir que los efectos descritos posteriormente no puedan obtenerse debido a la adición de B.

Si el contenido de Ti es inferior al 0,070 %, existe la posibilidad de que los efectos anteriores debidos a la adición de Ti no puedan obtenerse suficientemente. Si el contenido es superior al 0,15 %, existe la posibilidad de que el TiC se vuelva fácilmente grande.

B: del 0,0005 al 0,0050 %

B es un elemento necesario para asegurar la templabilidad necesaria para el acero para una ballesta de suspensión y tiene efectos de mejorar la resistencia de los bordes de grano.

Si el contenido de B es inferior al 0,0005 %, puede surgir dificultad para asegurar la templabilidad necesaria para el acero para una ballesta de suspensión y para mejorar la resistencia de los bordes de grano. Además, el boro (B) puede exhibir sus efectos incluso si sólo está contenida una pequeña cantidad de éste, de manera que los efectos se saturan si está contenida una gran cantidad de éste. Por lo tanto, el límite superior del contenido de B puede ajustarse al 0,0050 % como se ha descrito anteriormente.

N: 0,0100 % o menos

El B descrito anteriormente se une fácilmente con N, de manera que si B se une con el N contenido como una impureza para formar BN, existe la posibilidad de que los efectos debidos a B como se ha descrito anteriormente no puedan obtenerse suficientemente. Por lo tanto, el contenido N se fija al 0,0100 % o menos.

El contenido de Ti y el contenido de N satisfacen la relación de $Ti/N \geq 10$. Por lo tanto, es posible inhibir la generación de TiN grande y generar TiC fino. Como resultado, es posible proporcionar granos finos y mejorar la resistencia a la fatiga. Además, se pueden mejorar las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno.

Si $Ti/N < 10$, la generación de TiC es insuficiente, de manera que existe la posibilidad de que los granos se vuelvan grandes para disminuir la resistencia a la fatiga y deteriorar las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno.

Además, el acero preparado para satisfacer las relaciones de $Ti \geq 0,07$ y $Ti/N \geq 10$ como en los ejemplos descritos más adelante, es capaz de inhibir significativamente la disminución de la resistencia debida a la carga de hidrógeno.

Si el acero para una ballesta de suspensión de acuerdo con la presente invención contiene al menos uno de Cu, Ni, V y Nb en el contenido específico reivindicado, es posible mejorar adicionalmente la tenacidad y la resistencia a la corrosión en el intervalo de dureza.

A continuación se describen razones por las que el intervalo de contenido está restringido para cada uno de Cu, Ni, V y Nb.

Cu y Ni tienen efectos para inhibir el crecimiento de hoyos de corrosión que se producen en el entorno corrosivo y mejorar la resistencia a la corrosión.

Si los contenidos de Cu y Ni son cada uno menos del 0,20 %, existe la posibilidad de que no se puedan obtener suficientemente efectos de mejoras en la resistencia a la corrosión debido a la adición de estos elementos. Además, si Cu está contenido en gran medida, existe la posibilidad de que los efectos de mejora de la resistencia a la corrosión se saturen y la trabajabilidad en caliente empeore, de manera que el límite superior del contenido de Cu sea preferiblemente del 0,50 %. Además, incluso si el Ni está contenido en gran medida, los efectos de resistencia a la corrosión se saturan y los costes aumentan, de manera que el límite superior del contenido de N sea preferiblemente del 1,00 %.

Además, V y Nb tienen efectos para refinar las estructuras de enfriamiento y templado y mejorar la resistencia y la tenacidad de una manera equilibrada.

Si el contenido de V es inferior al 0,05 % o el contenido de Nb es inferior al 0,01 %, existe la posibilidad de que los efectos de miniaturización del grano debido a la adición de dichos elementos no puedan obtenerse suficientemente. Además, incluso si V y Nb están contenidos en gran medida, los efectos de tenacidad se saturan y los costes aumentan, de manera que los límites superiores de los contenidos de V y Nb sean preferiblemente del 0,30 %.

El acero descrito anteriormente para una ballesta de suspensión puede contener Al, como impurezas, de una cantidad (aproximadamente 0,040 % o menos) necesaria en el procesamiento de desoxidación, que es un proceso indispensable en la fabricación de acero.

Las ballestas de suspensión descritas anteriormente se pueden fabricar conformando el acero descrito anteriormente para una ballesta de suspensión y enfriándolo y templándolo. Por lo tanto, es posible proporcionar estructuras martensíticas templadas.

- 5 Además, las ballestas de suspensión se someten preferiblemente a un tratamiento de granallado a un intervalo de temperatura de la temperatura ambiente a 400 °C con una carga de flexión de 650 a 1900 MPa que se les aplicará.

Es decir, las ballestas de suspensión se han sometido preferiblemente a granallado de alta resistencia. En este caso, se puede exhibir una excelente resistencia a la fatiga.

- 10 Además, las ballestas de suspensión tienen una dureza Vickers de al menos 510.

- 15 Si se aplica para su uso en una ballesta de suspensión de alta dureza, el acero para una ballesta de suspensión de la presente invención puede tener una tenacidad y resistencia a la fatiga excelentes, cuyas acciones y efectos son notables en un intervalo de dureza elevada de esta dureza Vickers de al menos 510.

La dureza de Vickers se puede ajustar a este valor de al menos 510, por ejemplo, suprimiendo la temperatura de templado después del enfriamiento a un valor bajo.

20 Ejemplos

(Ejemplo 1)

- 25 El presente ejemplo se describirá con respecto a un ejemplo y ejemplos comparativos del acero descrito anteriormente para una ballesta de suspensión.

- 30 En primer lugar, se prepararon una pluralidad de tipos de acero para una ballesta de suspensión que tenía composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 (muestras E1 a E13 y muestras C1 a C10). Cu y Ni en las composiciones de la Tabla 1 se muestran en cuanto a contenido como impurezas en algunos casos.

- 35 De las muestras del acero para una ballesta de suspensión mostrado en la Tabla 1, se preparan las muestras E1 a E13 de acuerdo con la presente invención, las muestras C1 a C7 se preparan como muestras comparativas del acero cuyo contenido de C, Si, Ti, TiN, etc. es diferente en parte del de la presente invención, la muestra C8 es el acero convencional SUP10, la muestra C9 es el acero convencional SUP11A, y la muestra C10 es el acero convencional SUP6.

[Tabla 1]

(Tabla 1)

Muestra n.º	C	Si	Mn	Cr	Ti	B	N	Ti/N	Cu	Ni	V	Nb
E1	0,45	0,51	0,90	1,05	0,100	0,0020	0,0070	14,3	0,05	0,06	-	-
E2	0,41	0,43	0,95	0,90	0,130	0,0018	0,0063	20,6	0,06	0,03	-	-
E3	0,42	0,53	0,74	1,21	0,080	0,0023	0,0077	10,4	0,10	0,05	-	-
E4	0,41	0,82	0,48	1,33	0,090	0,0015	0,0054	16,7	0,08	0,04	-	-
E5	0,46	0,52	0,88	0,93	0,110	0,0010	0,0072	15,3	0,05	0,02	-	-
E6	0,45	0,56	0,95	0,82	0,140	0,0023	0,0081	17,3	0,02	0,02	-	-
E7	0,47	0,75	1,10	0,77	0,130	0,0032	0,0091	14,3	0,12	0,06	-	-
E8	0,51	0,53	0,67	1,12	0,080	0,0023	0,0069	11,6	0,31	0,04	-	-
E9	0,49	0,61	0,82	0,87	0,100	0,0019	0,0059	16,9	0,08	0,51	-	-
E10	0,53	0,68	1,02	0,99	0,110	0,0027	0,0070	15,7	0,25	0,35	-	-
E11	0,42	0,77	0,93	0,92	0,090	0,0013	0,0081	11,1	0,06	0,45	-	-
E12	0,46	0,57	0,87	0,98	0,100	0,0008	0,0048	20,8	0,41	0,80	0,17	-
E13	0,49	0,52	0,73	1,31	0,130	0,0021	0,0088	14,8	0,04	0,53	0,23	0,11
C1	0,36	0,53	0,85	1,20	0,110	0,0019	0,0073	15,1	0,04	0,01	-	-
C2	0,60	0,62	0,92	0,95	0,090	0,0020	0,0078	11,5	0,05	0,02	-	-
C3	0,46	0,34	0,63	0,99	0,085	0,0015	0,0063	13,5	0,03	0,02	-	-
C4	0,52	1,02	1,12	0,88	0,120	0,0025	0,0072	16,7	0,07	0,04	-	-
C5	0,43	0,52	0,53	1,32	0,05	0,0028	0,0048	10,4	0,10	0,03	-	-
C6	0,50	0,55	0,80	0,95	0,18	0,0019	0,0076	23,7	0,07	0,05	-	-
C7	0,49	0,67	0,98	1,01	0,075	0,0022	0,0097	7,7	0,06	0,03	-	-

C8	0,52	0,25	0,86	0,95	0,003	-	0,0072	0,4	0,04	0,03	0,17	-
C9	0,58	0,24	0,89	0,84	0,040	0,0022	0,0066	6,1	0,05	0,02	-	-
C10	0,58	1,72	0,85	0,12	0,002	-	0,0061	0,3	0,07	0,04	-	-

Los materiales de acero que tienen las composiciones mostradas en la Tabla 1 se proporcionaron como los materiales de ensayo descritos más adelante fundiéndolos y moldeándolos en lingotes con un horno de fusión por inducción al vacío, forjando los lingotes de acero obtenidos en barras redondas con un diámetro de 18 mm, y normalizándolos. Además, en una prueba llevada a cabo con la misma forma que una ballesta de suspensión real, este lingote de acero fue laminado a un tocho, laminado en caliente hasta una anchura de 70 mm y un espesor de 20 mm, y se sometió a normalización para preparar una pieza de prueba.

Las barras redondas y las barras planas obtenidas de esta manera se utilizaron para fabricar piezas de prueba (piezas de prueba en barras redondas o piezas de prueba en barras planas) que se utilizarían en los ensayos de evaluación descritos más adelante y se llevaron a cabo evaluaciones utilizando las piezas de prueba. Específicamente, las barras redondas se sometieron a la prueba de impacto descrita más adelante, a la prueba de descarburación, a la medición previa del diámetro de grano de la austenita, y a la prueba de características de fragilización por hidrógeno, mientras que las barras planas se sometieron a la prueba de descarburación del material laminado descrita más adelante, la prueba de fatiga, y evaluación de resistencia a la corrosión.

A continuación, se dará una descripción de los métodos de evaluación.

<Prueba de impacto >

Se fabricaron piezas de prueba de muesca en U de la barra redonda descrita anteriormente y se sometieron a enfriamiento y templado ajustando la temperatura de templado teniendo en cuenta una diferencia en la resistencia de ablandamiento de templado debido a una diferencia de composición (el "enfriamiento y templado" siguiente se realiza de la misma manera) de manera que puedan tener una dureza diana de HV540 (dureza Vickers), proporcionando una estructura martensítica templada. A continuación, se llevó a cabo la prueba de impacto a temperatura ambiente.

Se midieron los valores de impacto para las muestras así obtenidas (muestras E1 a E13 y muestras C1 a C10). Los resultados se muestran en la Tabla 2.

Además, se trazó en un gráfico una relación entre el contenido de carbono (C) y el valor de impacto y la relación entre el contenido de silicio (Si) y el valor de impacto. La relación entre el contenido de C y el valor de impacto se muestra en la figura 1 y la relación entre el contenido de Si y el valor de impacto se muestra en la figura 2.

<Prueba de descarburación >

En primer lugar, se cortó la barra redonda con un diámetro de 18 mm en piezas de prueba en forma de cilindro con un diámetro de 8 mm y una altura de 12 mm (la cantidad de descarburación antes de la prueba es cero (0)). Posteriormente, las piezas de prueba en forma de cilindro se calentaron al vacío a una velocidad de aumento de temperatura de 900 °C/m y se mantuvieron a una temperatura de 900 °C durante cinco minutos. A continuación, en la atmósfera, se enfriaron a la misma velocidad de enfriamiento con la velocidad de enfriamiento en una curva de enfriamiento, a la que las barras planas que se han mencionado anteriormente se enfriaron después del laminado en caliente cuando se hicieron y que se midió de antemano. Posteriormente, las piezas de prueba se cortaron, se pulieron y se grabaron utilizando nital. A continuación, se midió la profundidad de descarburación de la capa superficial (DM-F) con un microscopio óptico. Los resultados se muestran en la Tabla 2.

Además, se representó en un gráfico una relación entre el contenido de silicio (S) y la profundidad de descarburación. Se muestra en la figura 3.

<Medición previa del diámetro del grano austenítico>

Las piezas de prueba en barras redondas que tenían un tamaño de 18 mm (diámetro) x 30 mm se calentaron a 950 °C y se enfriaron con aceite para proporcionar una estructura martensítica. Posteriormente, las piezas de prueba se cortaron, se pulieron y después se sumergieron en solución de ácido pícrico para exponer un borde de grano austenítico previo de manera que se midió el diámetro del grano (diámetro de grano γ previo) con un microscopio óptico. Los resultados se muestran en la Tabla 2.

Además, se representó gráficamente una relación entre el contenido de titanio (Ti) y el diámetro de grano γ previo y una relación entre la tasa de Ti/N y el diámetro de grano γ previo. La relación entre el contenido de Ti y el diámetro de grano γ previo se muestra en la figura 4, y la relación entre la tasa de Ti/N y el diámetro de grano γ previo se muestra en la figura 5.

<Prueba de características de fragilización por hidrógeno>

Se añadió una muesca anular con una profundidad de 1 mm a la sección paralela de la pieza de prueba en forma de cilindro (8 mm (diámetro) x 75 mm) para hacer una pieza de prueba de barra redonda, que se sometió a enfriamiento y templado de manera que pueda tener una dureza objetivo de HV540 (dureza Vickers), para proporcionar una estructura martensítica templada. Posteriormente, la pieza de prueba se sumergió en un 5 por ciento en peso de una solución de amonio de ácido tiocianico (temperatura de 50 °C) durante 30 minutos para realizar la carga de hidrógeno. Posteriormente, la pieza de prueba se sacó de la solución y, cinco minutos después, se sometió a una prueba de tracción.

La prueba de tracción se realizó bajo la condición de una velocidad de deformación de 2×10^{-5} /s y se evaluó para determinar una carga de rotura. A modo de comparación, una pieza de prueba en la que no se realizó la carga de hidrógeno también se sometió casi al mismo ensayo.

Cada pieza de prueba se midió en cuanto a la carga de rotura (W_A) en un caso en el que se realizó la carga de hidrógeno, y la carga de rotura (W_B) en un caso en que no se realizó la carga de hidrógeno, para calcular la relación de resistencia a la fragilización por hidrógeno (W) usando $W = W_A/W_B$. Los resultados se muestran en la Tabla 2.

Además, se representaron en gráficas una relación entre el contenido de titanio (Ti) y la relación de resistencia a la fragilización por hidrógeno y una relación entre la tasa de Ti/N y la relación de resistencia a la fragilización por hidrógeno. La relación entre el contenido de Ti y la relación de resistencia a la fragilización por hidrógeno se muestra en la figura 6, y la relación entre la tasa de Ti/N y la relación de resistencia a la fragilización por hidrógeno se muestra en la figura 7.

<Prueba de descarburación con barra laminada>

Una barra laminada con un tamaño de 70 mm (anchura) x 20 mm (espesor) obtenida por laminado se cortó en una sección perpendicular a la dirección longitudinal y se midió para determinar su profundidad de descarburación (DM-F) usando un microscopio óptico. Los resultados se muestran en la Tabla 2. Además, para dejar clara la influencia de una diferencia de forma y área en sección transversal de la barra plana sobre la profundidad de descarburación, el mismo lingote de acero que se usó para fabricar la barra plana se laminó para hacer una barra redonda con un diámetro de 12 mm, que se cortó de forma similar en una sección transversal y se midió para determinar su profundidad de descarburación (DM-F). Los resultados se muestran en la Tabla 2.

<Prueba de fatiga >

La barra laminada con el tamaño de 70 mm (ancho) x 20 mm (espesor) fabricada por laminación en caliente se formó en forma de una ballesta de suspensión. Posteriormente, se sometió a enfriamiento y templado de manera que pudiera tener una dureza objetivo de HV540 (dureza Vickers) para proporcionar una estructura martensítica templada y después se sometió a un granallado de alta resistencia. Se realizó un granallado de alta resistencia a una carga de flexión de 1400 MPa y a una temperatura de 300 °C. Las ballestas de suspensión obtenidas de esta manera de cada muestra realizando un granallado sobre la misma se sometieron a una prueba de fatiga hasta romperlas a una tensión de 760 ± 600 MPa, para medir su vida de ruptura y el origen de fractura.

La vida de fatiga se midió en cuando al número de veces que se repitió la prueba hasta que se produjo el fallo, de modo que si el número de veces superaba 400.000, se dio "o" como evaluación, y si era menor de 400.000, se dio "x" como evaluación. Los resultados se muestran en la Tabla 2. Además, se observó la superficie de fractura para comprobar el origen de la fractura. Si el origen de la fractura existía sobre la superficie, se dio "SUPERFICIE" y, si existía en el interior, se dio "INTERIOR" en los resultados mostrados en la Tabla 2. Además, en un caso donde el origen de la fractura estaba en el interior, se hizo una conformación de si el origen de la fractura estaba en una estructura grande o en una inclusión usando un microscopio. Los resultados se muestran en la Tabla 2.

<Evaluación de resistencia a la corrosión>

La barra laminada de 70 mm (anchura) x 20 mm (espesor) realizada por laminado se sometió a enfriamiento y templado para proporcionar una estructura martensítica y se cortó en piezas de prueba en forma de placa con una anchura de 30 mm x un espesor de 8 mm x una longitud de 100 mm. Posteriormente, se pulverizaron las muestras en forma de placa con una solución de cloruro sódico (agua salada) con una concentración del 5 por ciento en peso a una temperatura de 35 °C durante dos horas (pulverización con agua salada), se secaron usando aire caliente de 60 °C durante cuatro horas (procesamiento en seco), y también se humedecieron a una temperatura de 50 °C y una humedad de al menos el 95 % durante dos horas (procesamiento humectante). Se repitió un ciclo del procesamiento de pulverización con agua salada, el procesamiento en seco, y el procesado de humectación en 60 ciclos. A continuación, se eliminó un producto corrosivo generado sobre la superficie de la pieza de prueba para medir la profundidad de cavidad máxima de corrosión que emergía sobre la superficie de sección transversal de las porciones corroídas con un microscopio óptico. Los resultados se muestran en la Tabla 2.

[Tabla 2]

(Tabla 2)

Muestra n.º	Valor de impacto (J/cm ²)	Profundidad de descarburación de una barra redonda (mm)	Diámetro de grano γ previo (μm)	Relación de resistencia a la fragilización por hidrógeno	Profundidad de descarburación de una material laminado (mm)		Prueba de fatiga para una ballesta	Origen de la fractura	Profundidad de cavidad de corrosión (μm)
					barra plana (70 mm x 20 mm)	barra redonda (φ 12)			
E1	46	0	10,5	1	0	0	o	SUPERFICIE	120
E2	40	0	9,4	1	-	-	-	-	-
E3	50	0	13,2	1	-	-	-	-	-
E4	53	0	11,2	1	0	0	o	SUPERFICIE	123
E5	48	0	10,8	1	-	-	-	-	-
E6	49	0	9,5	1	-	-	-	-	-
E7	50	0	10,2	1	0	-	o	SUPERFICIE	125
E8	43	0	12,7	1	-	-	-	-	-
E9	44	0	11	1	-	-	-	-	-
E10	41	0	10,8	1	0	-	o	SUPERFICIE	63
E11	53	0	12,1	1	0	-	o	SUPERFICIE	88
E12	50	0	9,9	1	-	-	-	-	-
E13	48	0	8,8	1	-	-	-	-	-
C1	50	0	10,8	0,6	-	-	-	-	-
C2	30	0	12,8	0,75	-	-	-	-	-
C3	28	0	12,5	0,55	-	-	-	-	-
C4	48	0,04	10	1	0,03	0	x	SUPERFICIE	140
C5	49	0	17,3	0,65	0	-	x	INTERIOR (estructura grande)	119
C6	44	0	13,4	1	0	-	x	INTERIOR (inclusión)	124
C7	50	0	22,7	1	0	-	x	INTERIOR (estructura grande)	133
C8	22	0	19,3	0,35	0	-	x	INTERIOR (estructura grande)	154
C9	15	0	34	0,33	0	-	x	INTERIOR (estructura grande)	172
C10	-	0,06	-	-	0,05	-	-	-	-

Como puede observarse en la Tabla 2 y en las figuras 1 a 7, la muestra C1 que tiene un contenido demasiado bajo de C y la muestra C3 que tiene un contenido demasiado bajo de Si necesitan reducir la temperatura de temple para asegurar la dureza de HV540 y, por consiguiente, son susceptibles de experimentar fragilización por hidrógeno. Además, la muestra C2 que tiene un contenido demasiado alto de C se deteriora no sólo en las características de fragilización por hidrógeno sino también en la tenacidad.

La muestra C4 que tiene un contenido demasiado alto de Si tiene una mayor cantidad de descarburación de ferrita y una reducida vida de fatiga. A modo de comparación, se muestra también la profundidad de descarburación de la barra redonda con un diámetro de 12 mm que corresponde a la forma y dimensiones de un resorte helicoidal de automóvil, y no se confirmó la descarburación de ferrita a pesar del alto contenido de Si. A partir de estos resultados, se encuentra que existe una alta posibilidad de que un acero con alto contenido de silicio, que no sea problemático cuando se utilice en un resorte helicoidal de automóvil o un resorte de válvula más delgado que tenga un diámetro de 10 a 20 mm, experimente una disminución en la resistencia a la fatiga debido a la descarburación cuando se usa en una ballesta de suspensión.

Además, se encuentra que la muestra C5 que tiene un contenido demasiado bajo de Ti se deteriora en las características de fragilización por hidrógeno. Además, la muestra C5 tiene un mayor diámetro de grano γ previo y es susceptible de rotura en su estructura interna grande, provocando así un deterioro de la fatiga. La muestra C6 que tiene un contenido demasiado alto de Ti tiene una inclusión que se produce en su estructura interna y es susceptible de romperse en la inclusión, provocando así un deterioro de la fatiga similar.

Además, la muestra C7 que tiene una tasa de Ti/N demasiado baja tiene un diámetro de grano γ previo aumentado y es susceptible de romperse en su estructura interna grande, provocando así un deterioro de la fatiga.

Además, las muestras de acero convencionales C8 y C9 tienen un valor de impacto bajo y una tenacidad deficiente en un caso en el que su dureza se aumentó como en el caso del presente ejemplo. Presentaban bajas características de fragilización por hidrógeno, y tienen un gran diámetro de grano γ previo, de manera que la rotura podría ser susceptible de producirse en la estructura interna grande, causando así un deterioro en la fatiga. Además, la muestra de acero convencional C10 tenía una cantidad de descarburación de ferrita aumentada.

Por el contrario, las muestras E1 a E12 de la presente invención no eran susceptibles de experimentar rotura en el origen de la fractura interna, eran excelentes en fatiga, y podrían tener una excelente resistencia a la fatiga incluso si se realizó en ellas el granallado (es decir, granallado de alta resistencia) a una temperatura superior a la temperatura ambiente con una carga de flexión que se les aplicó. Además, eran excelentes en características de fragilización por hidrógeno y no se debilitaban fácilmente ni siquiera si el hidrógeno entraba en el acero. Además, tenían resistencia y tenacidad de manera equilibrada y buena resistencia a la fatiga. Por consiguiente, pueden utilizarse adecuadamente como el acero para ballestas de suspensión de automóviles tales como camiones, por ejemplo.

Además, aunque el límite inferior del contenido de Si se fija en 0,40 % en la presente invención, como puede observarse en la Tabla 2 y en la figura 2, es preferible aumentar el contenido de Si por encima del 0,50 % con el fin de mejorar la tenacidad aumentando más el valor de impacto en el intervalo de alta dureza.

Como se ha descrito anteriormente, se encuentra que como material para las ballestas de suspensión que tienen una dureza elevada de una dureza Vickers de 510 o superior, el acero para una ballesta de suspensión adecuado contiene, en porcentaje en masa, C: del 0,40 al 0,54 %, Si: del 0,40 al 0,90 %, Mn: del 0,40 al 1,20 %, Cr: del 0,70 al 1,50 %, Ti: del 0,070 al 0,150 %, B: del 0,0005 al 0,0050 %, N: 0,0100 % o menos, y un resto compuesto por Fe y elementos de impurezas, en el que un contenido de Ti y un contenido de N satisfacen una relación de $Ti/N \geq 10$ (muestras E1 a E13). Mediante el empleo de dicho acero para una ballesta de suspensión, es posible proporcionar ballestas de suspensión que se mejoran en dureza para mayor resistencia, que aseguran una excelente tenacidad incluso en un intervalo de dureza donde la fragilización por hidrógeno sería un problema, y que se mejoran de forma segura en cuanto a la vida de fatiga a través de granallado de alta resistencia.

(Ejemplo 2)

A diferencia del ejemplo 1, donde HV540 era la dureza objetivo, en el presente ejemplo, se realizó una prueba de impacto sobre una pieza de prueba que tenía una dureza diana diferente y se comprobó una relación entre la dureza y el valor de impacto.

Es decir, las muestras E1, E12, C3 y C8 del ejemplo 1 se sometieron a enfriamiento y temple para hacer las piezas de prueba a condición de que se cambiara la dureza objetivo, y se les realizó la prueba de impacto similar a la del ejemplo 1. Los resultados se muestran en la Tabla 3 y en la figura 8. En la figura 8, el eje horizontal indica la dureza Vickers (HV) de cada muestra y el eje vertical indica un valor de impacto de cada muestra, y se indica una relación entre la dureza y el valor de impacto.

[Tabla 3]

(Tabla 3)

Muestra n.º	Dureza Vickers	Valor de impacto
E1	564	48
	542	46
	515	47
	499	49
E12	553	52
	540	50
	513	50
	486	48
C3	562	29
	542	28
	521	32
	499	42
C8	570	19
	541	22
	515	24
	497	40

La Tabla 3 y la figura 8 muestran que la muestra C3 y la muestra C10 de acero convencional SUP10 que tiene un bajo contenido de Si tienen valores de impacto disminuidos y una tenacidad deteriorada a medida que aumenta la dureza.

Por el contrario, las muestras E1 y E12 dentro de un intervalo de composición de la presente invención muestran resistencia y tenacidad, manteniendo altos valores de impacto incluso si se aumenta la dureza.

Por ejemplo, las ballestas de suspensión de camión son piezas significativamente pesadas en comparación con otras piezas, de manera que las tecnologías para el ahorro de su peso, si se desarrollan, pueden tener grandes efectos. Para mejorar los efectos de ahorro de peso, no son suficientes las meras mejoras únicamente en la tenacidad y la resistencia a la fragilización por hidrógeno en el intervalo de alta dureza, sino que ha sido necesario desarrollar un material que permita los efectos mejorados debido al granallado realizado a una temperatura superior a la temperatura ambiente con una carga de flexión que se aplica, es decir, granallado de alta resistencia. La presente invención satisface completamente las necesidades y se espera que tenga grandes efectos.

REIVINDICACIONES

1. Una ballesta de suspensión obtenida usando un acero para una ballesta con alta resistencia a la fatiga, consistiendo el acero en, en porcentaje en masa:

5 C: del 0,40 al 0,54 %, Si: del 0,40 al 0,90 %, Mn: del 0,40 al 1,20 %, Cr: del 0,70 al 1,50 %, Ti: del 0,070 al 0,150 %, B: del 0,0005 al 0,0050 % y N: 0,0100 % o menos, opcionalmente al menos uno de Cu: del 0,20 al 0,50 %, Ni: del 0,20 al 1,00 %, V: del 0,05 al 0,30 % y Nb: del 0,01 al 0,30 %, siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
10 en donde un contenido de Ti y un contenido de N satisfacen una relación de $Ti/N \geq 10$ y en donde la ballesta de suspensión tiene una dureza Vickers de al menos 510 y una estructura martensítica templada.

2. La ballesta de suspensión de acuerdo con la reivindicación 1, que está sometida a un tratamiento de granallado en un intervalo de temperatura de temperatura ambiente a 400 °C con una carga de flexión de 650 a 1900 MPa que se aplica a la ballesta.

3. Un acero usado para la ballesta de suspensión de acuerdo con las reivindicaciones 1 o 2, consistiendo el acero en, en porcentaje en masa:

20 C: del 0,40 al 0,54 %, Si: del 0,40 al 0,90 %, Mn: del 0,40 al 1,20 %, Cr: del 0,70 al 1,50 %, Ti: del 0,070 al 0,150 %, B: del 0,0005 al 0,0050 % y N: 0,0100 % o menos, opcionalmente al menos uno de Cu: del 0,20 al 0,50 %, Ni: del 0,20 al 1,00 %, V: del 0,05 al 0,30 % y Nb: del 0,01 al 0,30 %, siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
25 en donde un contenido de Ti y un contenido de N satisfacen una relación de $Ti/N \geq 0$ y en donde el acero tiene una estructura martensítica templada.

FIG. 1

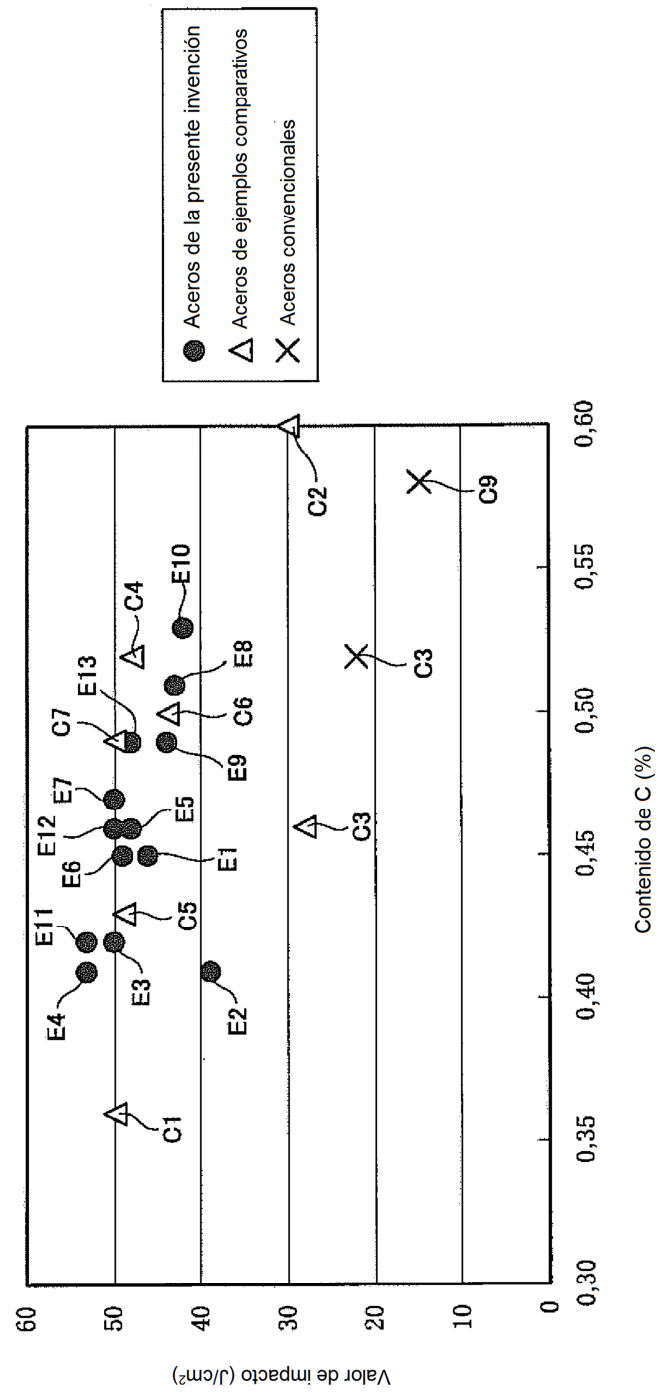


FIG. 2

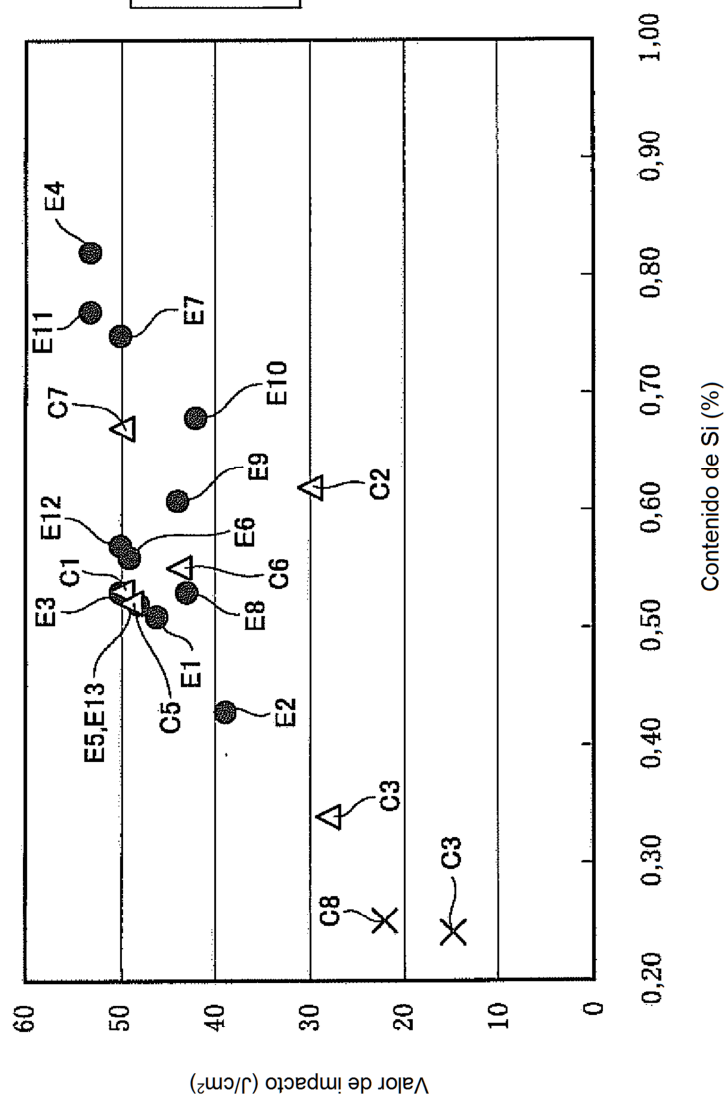


FIG. 3

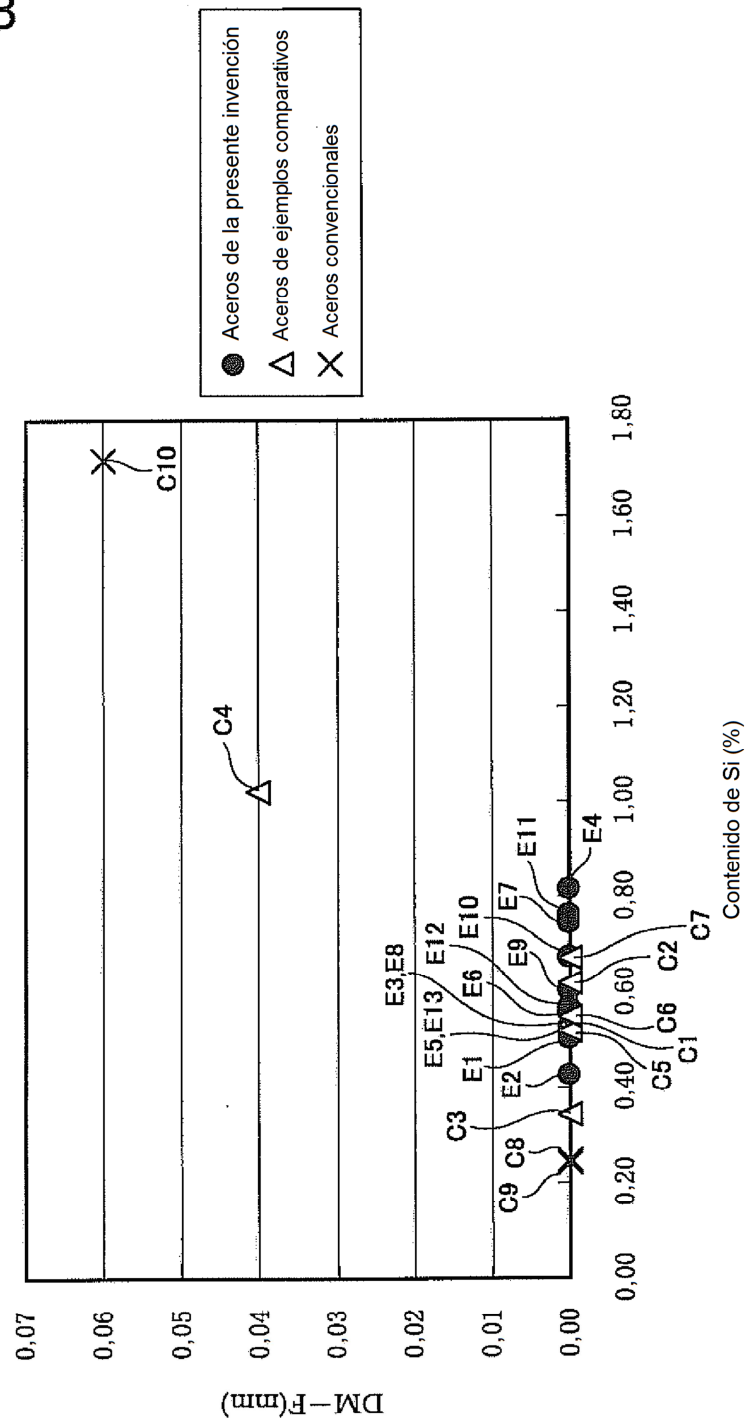


FIG. 4

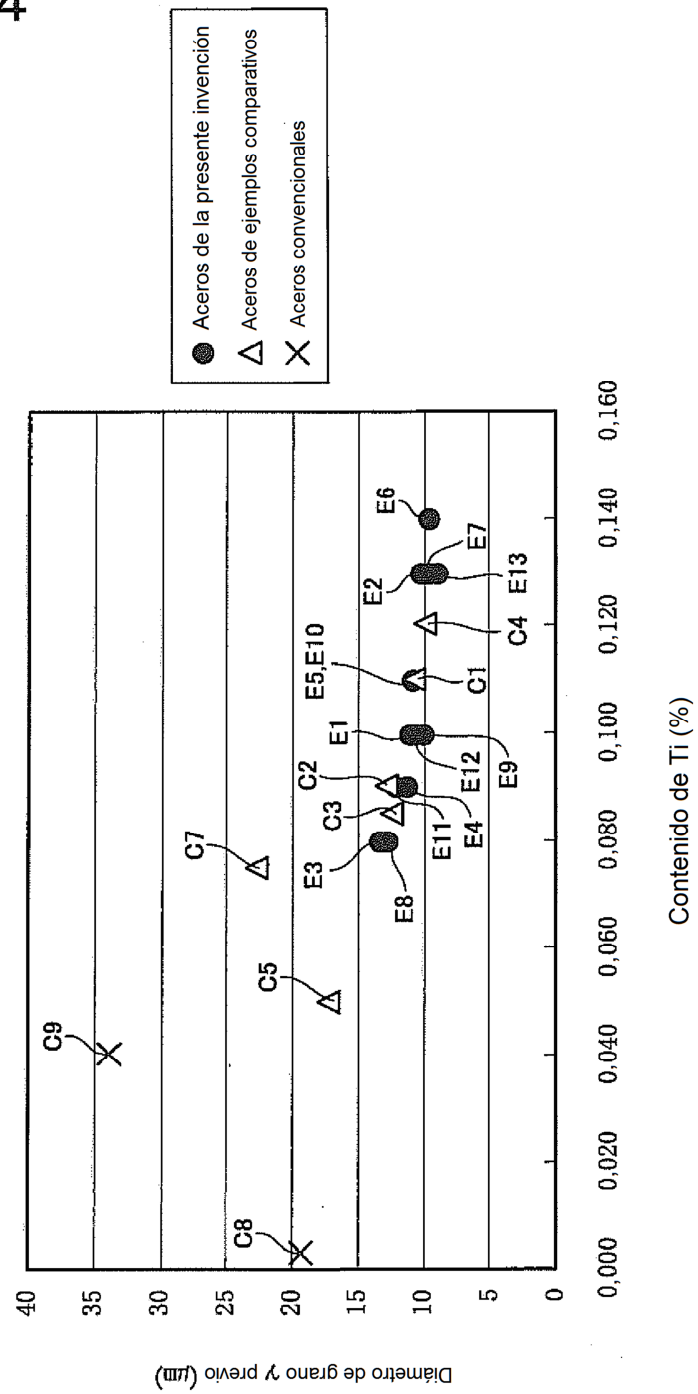


FIG. 5

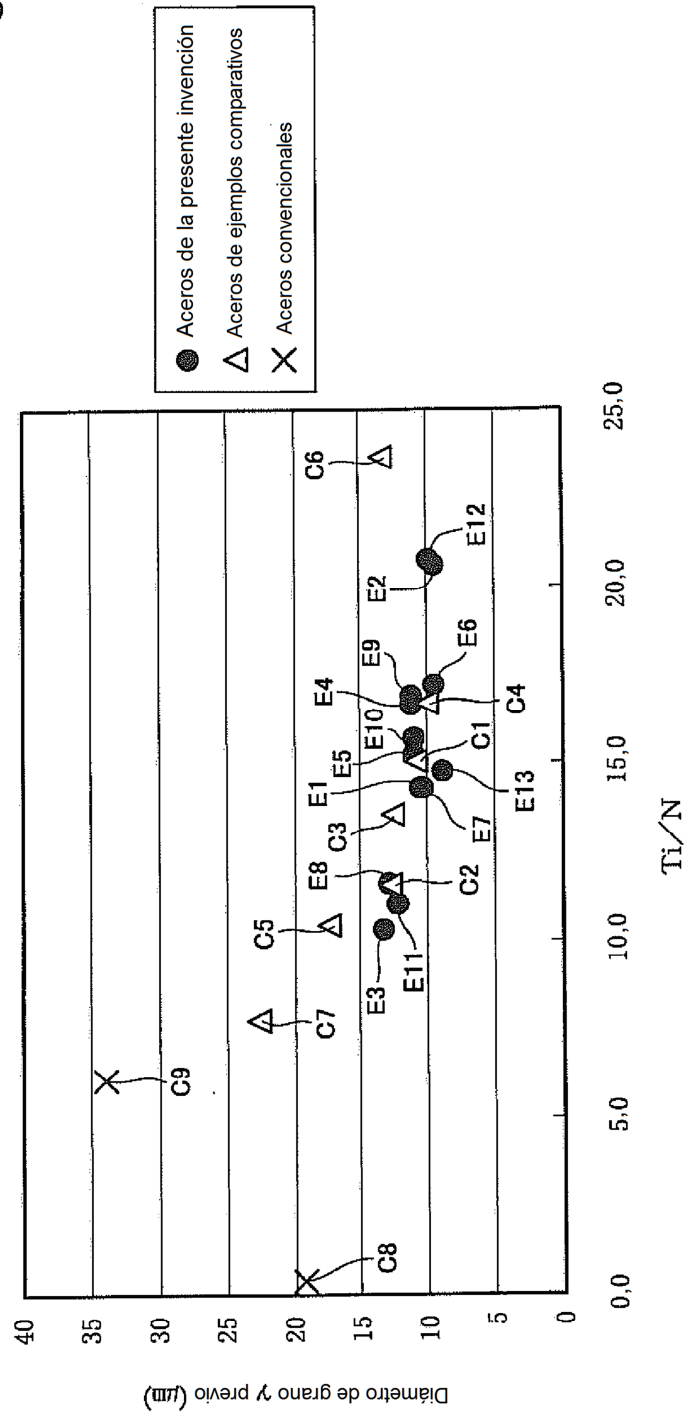


FIG. 6

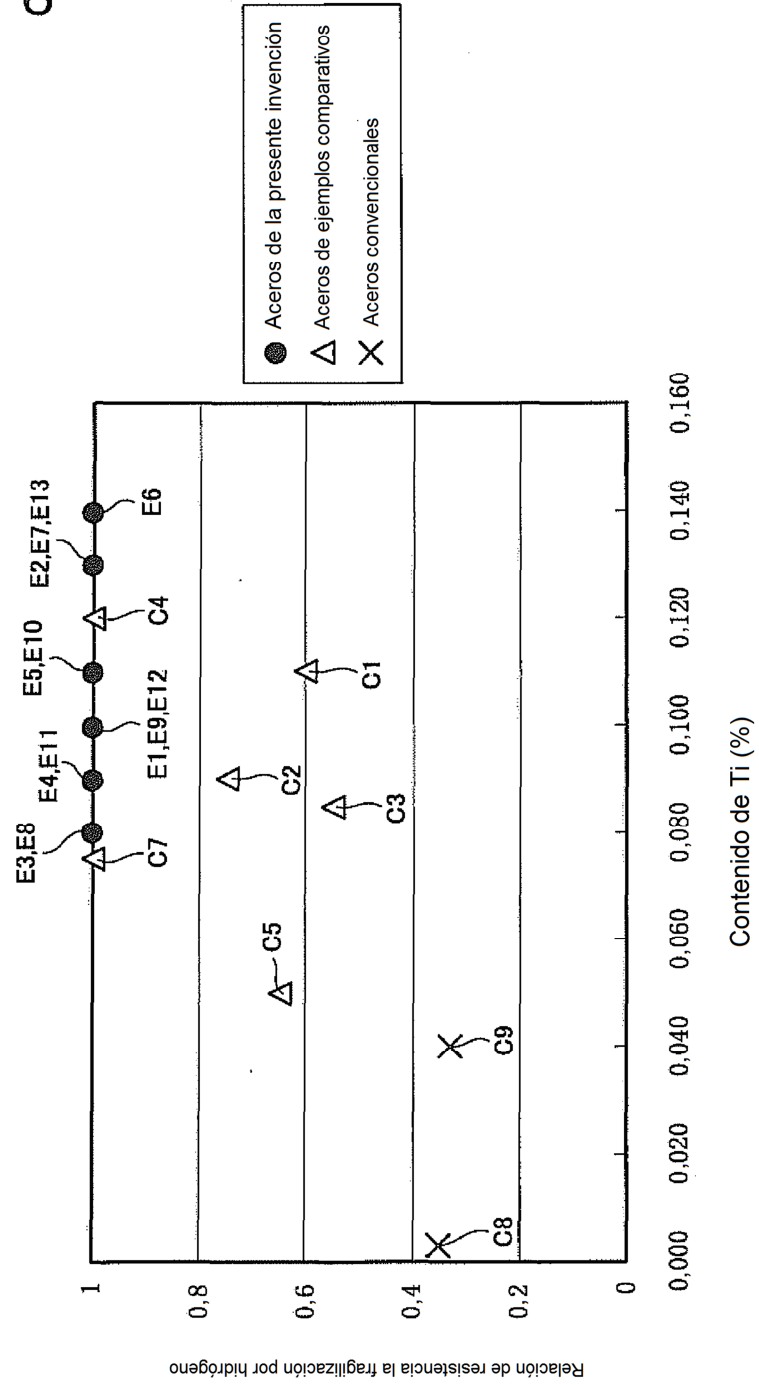


FIG. 7

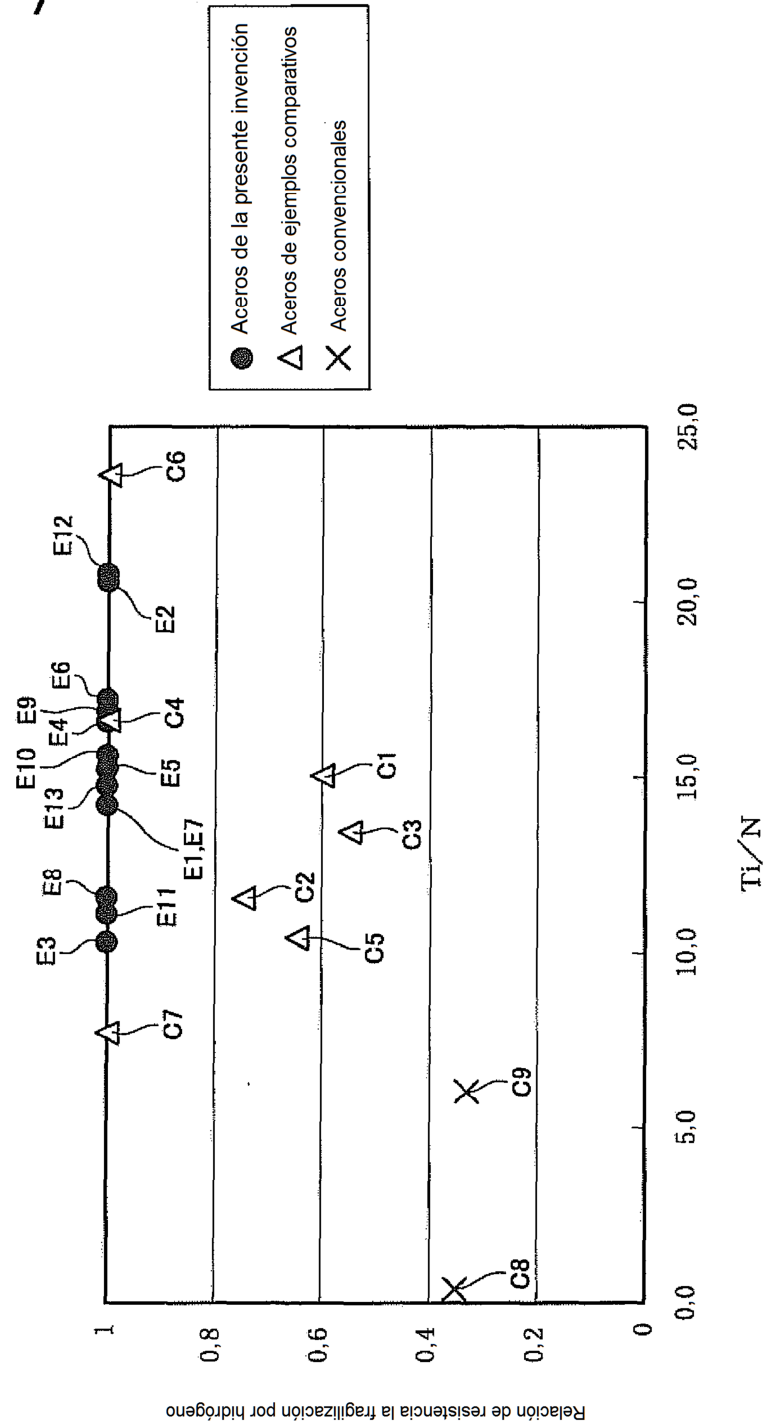


FIG. 8

