

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 376 512**

51 Int. Cl.:  
**C22C 38/00** (2006.01)

12

### TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 96 Número de solicitud europea: **09000098 .5**
- 96 Fecha de presentación: **07.01.2009**
- 97 Número de publicación de la solicitud: **2110454**
- 97 Fecha de publicación de la solicitud: **21.10.2009**

54 Título: **ACERO DE FORJA Y PRODUCTOS FORJADOS QUE SE OBTIENEN A PARTIR DEL MISMO.**

30 Prioridad:  
**22.01.2008 JP 2008011123**

45 Fecha de publicación de la mención BOPI:  
**14.03.2012**

45 Fecha de la publicación del folleto de la patente:  
**14.03.2012**

73 Titular/es:  
**KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBE  
STEEL, LTD.)  
10-26, WAKINOHAMA-CHO 2-CHOME, CHUO-KU  
KOBE-SHI, HYOGO 651-8585, JP**

72 Inventor/es:  
**Deura, Tetsushi;  
Nagao, Motohiro y  
Abiko, Takashi**

74 Agente/Representante:  
**Ungría López, Javier**

**ES 2 376 512 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 de forja y productos forjados que se obtienen a partir del mismo

5 La presente invención se refiere a acero de forja y a productos forjados que se obtienen a partir del uso del acero de forja anterior. Mientras que los productos de forja fabricados a partir del acero de forja de la presente invención se usan de manera útil y amplia en campos industriales tales como maquinaria, barcos y embarcaciones, equipamiento eléctrico etc., la explicación siguiente se hace centrándose en la aplicación para cigüeñales usados como elemento de transmisión de energía en fuentes de impulsión marina como ejemplo de aplicación típica.

10 El cigüeñal de gran tamaño usado como elemento de transmisión de energía en fuentes de impulsión marina requiere unas características de fatiga superiores que raramente provocan la ruptura por fatiga, incluso en condiciones de un entorno de uso muy agresivo.

15 Como método para mejorar las características de fatiga del cigüeñal, el documento 1 que no es patente describe que se probó una mejora de las características de fatiga por medio del comando libre de la tecnología de procesado. Para ser más concreto, el documento 1 que no es patente indica que se adoptó un método RR (Roedere Ruget) para lograr una mejora considerable de la resistencia a la fatiga en comparación con el caso de un cigüeñal fabricado por medio del método de foja con troquel plano y también que se aplicó un procesado con rodillo en frío para mejorar la resistencia a la fatiga.

20 El documento 2 que no es patente examina la posibilidad de mejorar las características de fatiga del acero de baja aleación usado en los cigüeñales marinos. Para ser más preciso, el documento 2 que no es patente indica que (1) la inclusión en el acero resulta apta como punto de partida para la ruptura por fatiga y que es probable que dicha inclinación se haga más evidente a medida que se desarrolla el acero para que tenga una resistencia mayor; (2) cuanto mayor sea el tamaño de la inclusión, es probable que la resistencia a la fatiga sea menor; y (3) cualquier material de acero que contenga una inclusión alargada tiene tendencia a mostrar de manera sencilla anisotropía en la resistencia a la fatiga. El documento concluye que desde el punto de vista de la mejora de las características de fatiga del material de forja, resulta eficaz hacer que la inclusión sea de forma globular y de un tamaño más pequeño.

30 No obstante, los documentos anteriores que no son patente no divulgan medios concretos sobre el modo de llevar a cabo la globalización de la forma de la inclusión así como la reducción de tamaño. Tampoco está claro el intervalo en el que debe controlarse la inclusión en cuanto a tipo y tamaño. Por tanto, se requieren otros estudios para llevar a cabo el control de la morfología de la inclusión útil para la mejora de las características de fatiga.

35 De manera casual, hasta ahora se han sugerido varios métodos relacionados con el control de morfología de inclusiones. Por ejemplo, se hace una sugerencia en el documento de patente 1, sobre un método en el que se reduce la cantidad tanto de sulfuros como de óxidos y se controla la morfología de la inclusión, como medio para producir acero estructural de baja aleación que presenta excelentes características en cuanto a resistividad al desgarro lamelar y resistividad a la fisuración inducida por hidrógeno. Con más detalles, la sugerencia incluye que con el fin de evitar la generación de sulfuros de Mn que resultan nocivos desde el punto de vista de la resistividad al desgarro lamelar y resistividad a la fisuración inducida por hidrógeno, resulta eficaz reducir la cantidad de azufre y oxígeno al tiempo que se añade un contenido de Ca y Mg de forma simultánea.

45 En el documento de patente 2, se describe que la adición de Mg y Ca funciona de manera eficaz para evitar el desarrollo de MnS que resulta apto para estirar durante el laminado en caliente y también el desarrollo de inclusiones de  $Al_2O_3$  y sus derivados que tienden a estirarse en grupos, y además para llevar a cabo un control de la morfología de las inclusiones de tal manera que se modifique la morfología para obtener un mayor refinado.

50 El documento de patente 3 y el documento de patente 4 muestran que por medio de super-refinado de las impurezas de tipo óxido, es posible aumentar la resistencia a la fatiga en plano y la resistencia a la fatiga de pliegue en forma de diente con relación al material de transmisión. Para ser más preciso, estos documentos sugieren que deberían crearse MgO y  $MgO \cdot Al_2O_3$ , que son menos cohesivos y experimentan coalescencia, como inclusiones de tipo óxido. También se aclara que la sustitución de parte del sulfuro de MnS por (Mn-Mg)S puede contribuir a evitar la tendencia de estiramiento de las inclusiones y a reducir al anisotropía de la resistencia mecánica.

60 El documento de patente 5 divulga que como sulfuros, se puede hacer que estén presentes MnS, CaS, MgS, (Ca, Mn)S y (Ca, Mg, Mn)S con el fin de producir un acero estructural para máquinas con una maquinabilidad superior. El documento de patente 5 aclara de manera específica que se si puede controlar la morfología del sulfuro teniendo REM, Ca y Mg presente, es posible evitar la anisotropía de la propiedad mecánica y también mejorar la maquinabilidad en un nivel mayor que en el acero de corte libre que contiene S.

No obstante, la tecnología de control de la morfología para inclusiones descrita anteriormente no va destinada a productos de forja usados en condiciones ambientales tan severas como las que se experimentan los elementos de

transmisión de energía en las fuentes de impulsión marina. Por tanto, se requiere el estudio y el establecimiento de un método original de control de la inclusión, destinado al acero de forja que se usa en la fabricación de productos de forja, desde el punto de vista de proporcionar características de fatiga mucho mejores.

5 Se puede considerar que el documento de patente 6 va destinado a productos de forja usados en los elementos de transmisión de energía mencionados anteriormente, etc, en las fuentes de impulsión marina. El documento de patente 6 recomienda la cantidad presente para cada uno de S, Ca, Mg, Al y O e indica que se pueden mejorar las características de fatiga si las cantidades presentes de Ca y Mg son tales que satisfacen la fórmula (1). No obstante, con el fin de materializar las características de fatiga mejoradas, pueden ser necesarios otros estudios sobre la base de un conocimiento más concreto de la morfología de las inclusiones que existen en los lingotes de acero de gran tamaño.

15 Documento 1 que no es patente, "Progress and Improvement of Cranksahaff", Journal of the Marine Engineering Society of Japan, Octubre 1973, Vol. 8, Nº. 10, pp.54-59.  
 Documento 2 que no es patente, "Research on Fatigue Characteristics of High-strength crankshaft materials", Journal of the Marine Engineering Society of Japan, Vol. 36, Nº. 6, pp. 385-390  
 Documento 1 de patente, Publicación de Solicitud de Patente Japonesa Examinada Nº. 58-35255 (JP-B-58-35255).  
 20 Documento 2 de patente, Publicación de Solicitud de Patente Japonesa Examinada Nº. 57-59295 (JP-B-57-59295).  
 Documento 3 de patente, Publicación de Solicitud de Patente Japonesa No Examinada Nº. 07-188853 (JP-A-07-188853).  
 Documento 4 de patente, Publicación de Solicitud de Patente Japonesa No Examinada Nº. 07-238342 (JP-A-07-238342).  
 25 Documento 5 de patente, Publicación de Solicitud de Patente Japonesa No Examinada Nº. 2000-87179 (JP-A-2000-87179).  
 Documento 6 de patente, Publicación de Solicitud de Patente Japonesa No Examinada Nº. 2004-225128 (JP-A-2004-225128).

30 Se ha llevado a cabo la invención a la vista de las circunstancias anteriores y tiene el objeto de proporcionar acero de forja con inclusiones refinadas para hacer posible productos forjados (incluyendo partes) que presentan excelentes características de fatiga y también proporcionar productos forjados (incluyendo partes) (cigüeñales en particular) que se obtienen a partir del uso del acero de forja anteriormente mencionado y que pueden exhibir excelentes características de fatiga.

35 El acero de forja de acuerdo con un primer aspecto de la presente invención cumple con las siguientes condiciones referentes a las cantidades presentes.

C: 0,2-0,6 % (en lo sucesivo, % indica, % en masa)  
 Si: 0,05 – 0,5 %  
 Mn: 0,2 – 1,5 %  
 Ni: 0,1 – 3,5 %  
 Cr: 0,9 – 4 %  
 Mo: 0,1 – 0,7 %  
 Al: 0,005 – 0,1 %  
 S: 0,008 % o menos (no incluye 0 %)  
 O: 0,0025 % o menos (no incluye 0 %)

40 Ca Total: 0,0030 % o menos (no incluye 0 %)  
 Mg Total: 0,0015 % o menos (no incluye 0 %) y en el que la parte restante está formada por hierro e impurezas inevitables.

Al mismo tiempo, el Ca disuelto y el Mg disuelto deberían satisfacer una cualquiera de las siguientes (I) a (IV). (En lo sucesivo, ppb y ppm indican respectivamente "ppb en masa" y "ppm en masa").

45 (I) Ca disuelto: 2-500 ppb, y  
 Mg disuelto: 0,04-5 ppm  
 (II) Ca disuelto: 2-100 ppb, y  
 Mg disuelto: 5-10 ppm  
 50 (III) Ca disuelto: 2 ppb o menos (no incluye 0 ppb), y  
 Mg disuelto: 0,04-5 ppm  
 (IV) Ca disuelto: 2-500 ppb y  
 Mg disuelto: 0,04 ppm o menos (no incluye 0)

55 El acero de forja del aspecto de la presente invención puede contener también otros elementos mostrados a continuación y en las condiciones mostradas juntas.

(a) Uno o más elementos escogidos entre el grupo formado por V, Nb, Ta y Hf, dentro del intervalo de 0,005-0,2 % para todos los elementos escogidos añadidos juntos.

(b) Ti: 0,05 % o menos (no incluye 0)

(c) Cu: 1,0 % o menos (no incluye 0)

5 El acero de forja del aspecto de la presente invención puede contener inclusiones en el mismo, siendo la mayor de ellas menor que 100 µm en diámetro de un círculo que se asume equivalente y que se aproxima la inclusión.

10 El aspecto de la presente invención incluyen el producto forjado (en particular un cigüeñal) fabricado a partir de acero de forja de la presente invención.

15 El aspecto de la presente invención se encuentra configurado como se ha descrito anteriormente, y mediante el ajuste de la cantidad de Ca disuelto y de Mg disuelto en el acero, se hace posible controlar la morfología de las inclusiones formadas y, de este modo, proporcionar acero de forja con inclusiones refinadas. Se puede esperar que los productos de forja disponibles a partir del uso de dicho acero de forja muestren excelentes características de fatiga y se demuestren como particularmente útiles para productos de forja de gran tamaño, tal como cigüeñales para barcos y embarcaciones.

20 Se describe una(s) realización(es) de la presente invención con detalla basándose en las siguientes figuras, en las que:

La Figura 1 es una gráfica que muestra el intervalo de cantidad de Ca Total y el intervalo de cantidad de Mg Total recomendado en la presente invención; y

25 La Figura 2 es una gráfica que muestra la correlación entre el diámetro de un círculo que se asume de área equivalente a la inclusión de mayor tamaño que existe en el acero.

30 Bajo las circunstancias anteriormente mencionadas, los inventores de la presente invención han estado llevando a cabo estudios desde varios ángulos, al tiempo que fijaban el objetivo final en la mejora de las características de fatiga de los productos forjados que se someten a uso en entornos agresivos. En particular, resultó difícil que los lingotes de acero de gran tamaño (por ejemplo, de un tamaño de más que 20 toneladas), debido a que se necesita un tiempo más largo para la solidificación, alcanzaran el objetivo deseado de resistencia a la fatiga necesario para proceder con los estudios desde un ángulo distinto al anterior.

35 Como resultado de ello, se encontró que si, en particular, se podían controlar las cantidades de Ca disuelto y Mg disuelto presentes en el acero de manera que estuvieran dentro de uno cualquiera de los intervalos anteriores (I) a (IV) y también se podría controlar de manera apropiada la cantidad de Ca total, Mg total y la cantidad de S del acero, el tamaño de la inclusión más grande del acero se hace considerablemente más pequeño y existiría un amplio margen para mejorar las características de fatiga. A continuación, se presente la descripción detallada con respecto a la presente invención.

40 En primer lugar, la presente invención explica que las cantidades de Ca disuelto y de Mg disuelto en el acero deberían limitarse dentro de uno cualquiera de los intervalos anteriores (I) a (IV). A continuación se explica más cada intervalo.

45 (I) Ca disuelto: 2-500 ppb y Mg disuelto: 0,04-5 ppm

50 Limitando las cantidades presentes de Ca disuelto y Mg disuelto dentro de los intervalos anteriores, se crean óxidos de bajo punto de fusión (Ca, Al, Mg)O {esta expresión significa óxidos que comprenden todos los elementos del interior del paréntesis; esto se aplica a otros casos a continuación}. Debido a que estos óxidos son fácilmente deformables durante la forja, es posible refinar el tamaño de las inclusiones presentes en los productos forjados. De igual forma, se crean, como sulfuros, (Ca, Mg, Mn)S de bajo punto de fusión {esto significa sulfuros que comprenden todos los elementos de dentro del paréntesis; esto aplica a otros casos a continuación} o (Ca, Mg)S (cuando las cantidades presentes de Ca disuelto y de Mg disuelto son relativamente abundantes, el sulfuro tiende a ser (Ca, Mg)S). Los sulfuros (Ca, Mg)S, que se refinan y se dispersan más fácilmente en comparación con MnS, son capaces de trabajar de forma eficaz para llevar a cabo inclusiones presentes en los productos de forja refinados en cuanto a tamaño.

(II) Ca disuelto: 2-100 ppb y Mg disuelto: 5-10 ppm

60 Limitando las cantidades presentes de Ca disuelto y Mg disuelto dentro de los intervalos mostrados anteriores, los óxidos disponibles cambian de MgO de alto punto de fusión a (Ca, Al, Mg)O de bajo punto de fusión. Los sulfuros también cambian de MgS de alto punto de fusión a (Ca, Mg)S de bajo punto de fusión. El (Ca, Al, Mg)O anterior, que es fácilmente deformable durante la forja y (Ca, Mg)S, que se dispersa y se refina de manera más sencilla en comparación con MgS, son capaces de trabajar de manera eficaz con el fin de llevar a cabo las inclusiones presentes en los productos de forja refinados en cuanto a tamaño.

(III) Ca disuelto: 2 ppb o menos (no incluye 0 ppb) y Mg disuelto: 0,04 -5 ppm

Limitando las cantidades presentes de Ca disuelto y Mg disuelto en el acero dentro de los intervalos mostrados anteriormente, se generan espinelas o (Al, Mg)O, un óxido que resulta más difícil de coagular que Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y sulfuros (Mg, Mn)S, que se dispersan y se refinan más fácilmente que MnS, dando lugar a que se puede evitar la creación de un grueso de inclusiones grandes, contribuyendo a la mejora de las características de fatiga.

(IV) Ca disuelto: 2-500 ppb y Mg disuelto: 0,04 ppm o menos (no incluye 0).

Limitando las cantidades presentes de Ca disuelto y Mg disuelto en el acero dentro de los intervalos mostrados anteriormente, se generan óxidos tales como (Al, Ca)O que presentan un bajo punto de fusión y que son más difíciles de coagular que Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y sulfuros tales como (Ca, Mn)S, que se dispersan y se refinan más fácilmente que MnS, dando lugar a que se puede evitar la creación de un grueso de inclusiones grandes, contribuyendo a la mejora de las características de fatiga.

Si las cantidades presentes de Ca disuelto y Mg disuelto del acero permanecen fuera de los intervalos (I) a (IV) mostrados anteriormente, no es bueno ya que se pueden producir de manera sencilla inclusiones bastas y de gran tamaño. Por ejemplo, cuando el Mg disuelto se encuentra presente en una cantidad que va más allá de 10 ppm, se generan MgS y MgO de alto punto de fusión en grandes cantidades durante la coagulación, independientemente de la cantidad de Ca disuelto. A su vez, estos MgS y MgO dan lugar a inclusiones bastas y de gran tamaño hasta producir un efecto no deseado de degradación de la limpieza del material. Aunque la cantidad de Mg disuelto permanezca en 10 ppm o por debajo, si la cantidad de Ca disuelto es menor que 2 ppb, se generan los MgS y MgO anteriormente mencionados y se coagulan para hacerse bastos y de gran tamaño. Estos MgS y MgO, debido a su propiedad de alto punto de fusión, resultan difíciles de deformar durante el transcurso de la forja, pero es probable que permanezcan como inclusiones bastas y de gran tamaño en el producto forjado. Por otra parte, si la cantidad de Mg disuelto se encuentra por debajo de 0,04 ppm y la cantidad de Ca disuelto se encuentra por debajo de 2 ppb, esto conduce a un resultado no deseado de creación de óxido de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> basto y de gran tamaño y de sulfuro de MnS basto y de gran tamaño.

Se midieron las cantidades presentes de Ca disuelto y Mg disuelto anteriores en el acero por medio de SIMS (Espectrómetro de Masas Iónico Secundario) como se muestra en la realización descrita a continuación.

A continuación, se proporciona una explicación de los motivos por los cuales si fija la cantidad de Ca total, la cantidad de Mg total y la cantidad de S en la presente invención.

[Ca Total: 0,0030 % o menos (no incluye 0 %)]

Cuando la cantidad de Ca total excede 0,0030 %, esta tiende a la generación de óxidos de Ca (CaO, etc.) bastos y de gran tamaño, sulfuros de Ca (CaS) e inclusiones de material compuesto que comprenden los compuestos anteriormente mencionados. Por este motivo, la presente invención impone que la cantidad de Ca total se limite a 0,0030 % o menos. Preferentemente, debería ser de 0,0020 % o menos, y más preferentemente, debería ser de 0,0015 % o menos.

[Mg Total: 0,0015 % o menos (no incluye 0 %)]

Cuando la cantidad de Mg total excede 0,0015 %, esta tiende a la generación de óxidos de Mg (CaO, etc.) bastos y de gran tamaño, sulfuros de Mg (CaS) e inclusiones de material compuesto que comprenden los compuestos anteriormente mencionados. Por este motivo, la presente invención impone que la cantidad de Mg total se limite a 0,0015 % o menos. Preferentemente, debería ser de 0,0010 % o menos, y más preferentemente, debería ser de 0,0008 % o menos.

La Figura 1 es un gráfico que muestra los intervalos de la cantidad de Ca total y de la cantidad de Mg total recomendados en la presente invención, organizados usando los datos de la realización descrita a continuación.

[S: 0,008 % o menos (no incluye 0 %)]

S tiende a formar sulfuros bastos y de gran tamaño (MnS, CaS y MgS) y, por tanto, se puede decir que es el elemento que provoca el deterioro de las resistencia a la fatiga del lingote de acero anterior. Por consiguiente, la cantidad de S presente en el acero debería mantenerse en 0,008 % o menos, preferentemente en 0,005 % o menos, más preferentemente en 0,003 % o menos e incluso más preferentemente en 0,001 % o menos.

La presente invención se caracteriza porque se aplica un ajuste de los componentes anteriores con el fin de refinar las inclusiones en el acero. No obstante, con el fin de conseguir que el cigüeñal, por ejemplo, o cualquier otro producto final forjado presenten la resistencia y la tenacidad requeridas y además la resistencia a la fatiga mejorada que se persigue en la presente invención, se recomienda que el material de acero satisfaga la composición que se muestra a continuación.

[C: 0,2-0,6 %]

5 C es el elemento que contribuye a la mejora de la resistencia, y para garantizar suficiente resistencia debería esta presente en 0,2 % o más, preferentemente en 0,25 % o más, o más preferentemente en 0,3 % o más. No obstante, si la cantidad de C es excesiva, tiende a deteriorarse la tenacidad, de manera que C debería mantenerse en 0,6 % o menos, preferentemente en 0,55 % o menos, o más preferentemente en 0,5 % o menos.

[Si: 0,05-0,5 %]

10 Si también funcional como mejorador de la resistencia y elemento de desoxidación, y para conseguir completamente ambos efectos, Si debería estar presente en 0,05 % o más, preferentemente en 0,1 % o más, o más preferentemente en 0,15 % o más. No obstante, si la cantidad de Si es excesiva, la segregación en V invertida tiende a ser intensa. Por tanto, es necesario que la cantidad de Si se mantenga en 0,5 % o menos, preferentemente en 0,45 % o menos o más preferentemente en 0,4 % o menos.

15 [Mn: 0,2-1,5 %]

20 Mn es otro elemento mejorador de la resistencia además de aportar templabilidad de refuerzo, y para garantizar suficiente resistencia y templabilidad debería estar presente en 0,2 % o más, preferentemente en 0,5 % o más, o más preferentemente en 0,8 % o más. No obstante, si la cantidad de Mn es excesiva, la segregación en V invertida tiende a favorecerse. Por tanto, es necesario que Mn se mantenga en 1,5 % o menos o preferentemente en 1,2 % o menos.

[Ni: 0,1-3,5 %]

25 Ni es útil como elemento para mejorar la tenacidad, y debería esta presente en 0,1 % o más, y preferentemente en 0,2 % o más. No obstante, debido a que una cantidad excesiva de Ni obliga a un aumento de coste, el Ni debería mantenerse en 3,5 % o menos o preferentemente en 3,0 % o menos.

30 [Cr: 0,9-4 %]

35 Cr es un elemento útil para aumentar la tenacidad así como también para mejorar la templabilidad, y estas funciones se exhiben de manera eficaz cuando Cr se encuentra presente en 0,9 % o más, preferentemente en 1,1 % o más, o más preferentemente en 1,3 % o más. No obstante, si la cantidad de Cr es excesiva, tiene de favorecerse la segregación en V invertida, haciéndose más intensa, y siendo difícil obtener lingotes de acero limpios, de manera que Si debería mantenerse en 4 % o menos, o preferentemente en 2 % o menos.

[Mo: 0,1-0,7 %]

40 Mo es un elemento que actúa de manera eficaz sobre la mejora de templabilidad, resistencia y tenacidad y para que se muestren de manera eficaz estas funciones, Mo debe estar presente en el acero en 0,1 % o más, preferentemente en 0,20 % o más, o más preferentemente en 0,25 % o más. No obstante, debido a que Mo presenta un coeficiente de distribución de equilibrio bajo, lo que se traduce en una fácil presencia de micro segregación (segregación normal), la cantidad de Mo en el acero debería mantenerse en 0,7 % o menos, preferentemente en 0,6 % o menos, más preferentemente en 0,5 % o menos.

[Al: 0,005-0,1 %]

50 Al es eficaz como elemento de desoxidación así como también es eficaz en cuanto a resistencia a la fisuración del acero. De este modo, la cantidad de Al (en lo sucesivo, la cantidad de Al significa "la cantidad de Al total") debería fijarse en 0,005 % o más, o preferentemente en 0,010 % o más. Por otra parte, Al presenta la tendencia de fijar N en forma de AlN, etc., afectando de manera negativa dichas funciones tales como el refuerzo del acero con la composición de N, V u otros elementos añadidos. Combinado con otros elementos diferentes, Al también contribuye a crear inclusiones no metálicas o compuestos intermetálicos que pueden dar lugar al deterioro de la tenacidad del

55 acero. Por tanto, la cantidad de Al debería limitarse a 0,1 % o menos, o preferentemente a 0,08 % o menos.

[O: 0,0025 % o menos (no incluye 0%)]

60 O (oxígeno) es un elemento que afecta de manera negativa a la resistencia a la fatiga de los lingotes de acero, ya que forma óxidos tales como SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO y CaO, que a su vez se convierten en inclusiones. Por tanto, resulta deseable que la cantidad de O (cantidad de O total) se mantengan lo más baja posible y debería mantenerse en 0,0025 % o menos, o preferentemente en 0,0015 % o menos.

65 La composición usada en el acero de forja de la presente invención es como se ha explicado anteriormente, y la parte restante no mostrada anteriormente está formada por hierro e impurezas inevitables. Estas últimas pueden incluir P, N, etc., por ejemplo. Se desea que P sea de 0,03 % o menos, o preferentemente de 0,02 % o menos. N

debería ser de 0,01 % o menos, o preferentemente de 0,008 % o menos.

5 También es posible que el acero de forja al que se añaden de forma positiva otros elementos se use en la medida en que dicha adición de otros elementos no afecte de manera negativa a las funciones anteriormente mencionadas y tenga su efecto sobre la presente invención.

[Uno o más elementos escogidos entre el grupo que consiste en V, Nb, Ta y Hf: 0,005-0,2 % en total para todos los escogidos]

10 V, Nb, Ta y Hf presentan un buen efecto sobre la consolidación de la precipitación y el refinado estructural y son útiles para soportar la tendencia hacia un acero de alta resistencia intensificado. Con el fin de estos elementos muestren de manera eficaz sus funcionalidades, resulta deseable que el acero contenga uno o más elementos escogidos entre el grupo que consiste en V, Nb, Ta y Hf en una cantidad total de 0,005 % o más y preferentemente de 0,01 %. No obstante, si la cantidad presente es excesiva, los efectos anteriores se saturan lo que concluye como  
15 un desperdicio desde el punto de vista económico. Por tanto, la cantidad total presente debería mantenerse en 0,2 % o menos, y preferentemente en 0,15 % o menos.

[Ti: 0,05 % o menos (no incluye 0%)]

20 Ti es un elemento que se incluye de forma inevitable en las impurezas o que de otro modo se incluye a propósito con el fin de mejorar la resistencia frente a la fisuración inducida por hidrógeno. Las inclusiones relacionadas con Ti adoptan la forma de inclusiones refinadas tales como TiN, TiC y  $Ti_4C_2S_2$  que, dispersadas en el acero, ocluyen y capturan el exceso de hidrógeno del acero, logrando un efecto considerable de mejora de la resistencia del acero frente a la fisuración de hidrógeno. Para conseguir el efecto anterior, la cantidad de Ti presente en el acero debería  
25 ser de 0,0002 % o más, preferentemente de 0,0004 % o más e incluso más preferentemente más preferentemente 0,0006 % o más. Cualquiera que sea el caso en referencia a si Ti debe estar presente como impureza inevitable o con el fin de conseguir los efectos descritos anteriormente, una cantidad de Ti presente por encima de 0,05 % es probable que genere la formación de nitruros bastos y de gran tamaño en el acero, dando lugar a una disminución de la resistencia a la fatiga. Por tanto, la cantidad de Ti en el acero debería mantenerse en 0,05 % o menos,  
30 preferentemente en 0,03 % o menos y más preferentemente en 0,01 % o menos.

[Cu: 1,0 % o menos (no incluye 0 %)]

35 Cu puede estar incluido en el acero bien en forma de impurezas inevitables o se añade a propósito como elemento mejorador de la tenacidad (cuando Cu se encuentra presente como elemento mejorador de la tenacidad, la cantidad de Cu debe mantenerse en 0,05 % o más, preferentemente en 0,1 % o más). No obstante, si la cantidad de Cu presente supera 1,0 %, esto probablemente suponga un aumento de coste y podría provocar la rotura en caliente. Por tanto, la cantidad de Cu debe fijarse en 1,0 % o menos y preferentemente en 0,5 % o menos.

40 Los ejemplos de otros elementos cuya adición de forma positiva está permitida a la composición cubren elementos tales como B que presenta un efecto de mejora de la templabilidad, W, Ce, La, Zr y Te que resultan buenos tanto para mejorar la solubilidad de sólidos como para consolidar la precipitación. Estos elementos se pueden añadir bien de manera individual o como combinación de dos o más elementos, pero resulta deseable limitar la cantidad presente a aproximadamente 0,1 % o menos en total para todos los elementos combinados de los ejemplos  
45 anteriores.

En cuanto al intento de fijar la cantidad de S, la cantidad de Ca total, la cantidad de Mg total, la cantidad de Ca disuelto, y la cantidad de Mg disuelto dentro de los intervalos recomendados anteriormente, se recomienda el método siguiente como apropiado. No obstante, la presente invención no llega a especificar el método de fabricación del acero de forja y no se limita al proceso descrito a continuación.  
50

Se puede ajustar la cantidad de S presente controlando la composición de la escoria superior en el momento del segundo refinado. De manera más precisa, la proporción de la concentración de CaO en la escoria superior frente a la concentración de  $SiO_2$  ( $CaO/SiO_2$ ; esto puede expresarse como C/S en el presente documento) debería fijarse  
55 preferentemente en 3,0 o más, haciendo posible que se reduzca la cantidad de S presente en el acero. Como medio adicional, si la proporción de la concentración de Ca frente a la concentración de  $Al_2O_3$  ( $CaO/Al_2O_3$ ) se fija demasiado elevada, es posible reducir la cantidad de S presente en el acero.

Se recomienda que la concentración de MgO de la escoria superior se fije en 5 % o más y que la concentración de CaO se fije en 30 % o más. Por otra parte, si las concentraciones de MgO y CaO de la escoria superior son excesivamente elevadas, la escoria se puede solidificar dificultando el transcurso de las propias labores de refinado. Por tanto, se sugiere que la concentración de MgO de la escoria superior debe mantenerse en 25 % o menos y que la concentración de CaO de la escoria superior debe mantenerse en 65 % o menos.  
60

65 Se recomienda que la concentración de Al disuelto en el acero fundido en el momento del refinado se mantenga dentro del intervalo de 50-900 ppm. Si la concentración de Al disuelto en el acero fundido es menor que 50 ppm, la

cantidad total de oxígeno disuelto aumenta y el número de óxidos cristalizados en el interior del acero solidificado también aumenta con el resultado desfavorable de que se modifica a peor la limpieza del acero. Por otra parte, si la concentración de Al disuelto se hace mayor que 900 ppm, da lugar a un resultado desfavorable de manera que la concentración de oxígeno disuelto disminuye y las cantidades de Ca y Mg disuelto en el acero se hacen excesivas.

5 Adoptando estos métodos, las cantidades de Ca disuelto y Mg disuelto del acero se pueden mantener dentro de los intervalos recomendados.

10 Además, en la presente invención, resulta eficaz llevar a cabo el primer paso de calentamiento y el ajuste de la composición del acero fundido extraído del convertidor u horno eléctrico, aplicar el tratamiento de desgasificación al acero fundido después de primer paso de calentamiento y ajuste de la composición, y de nuevo llevar a cabo el segundo paso de calentamiento y ajuste de la composición del acero fundido después del tratamiento de desgasificación; es decir, es eficaz para llevar la operación de una serie de procesos de refinado que incluyen [calentamiento y ajuste de composición – tratamiento de desgasificación – calentamiento y ajuste de la composición].

15 El primer paso anterior de calentamiento y ajuste de la composición es un tratamiento para controlar la composición del acero fundido dentro del intervalo recomendado, y el tratamiento de desgasificación es un tratamiento para retirar hidrógeno y otro contenido gaseoso del interior del acero fundido. Por tanto, ambos tratamientos precisan intensificar la densidad de energía de agitación al tiempo que se evita el atrapamiento de la escoria superior que flota sobre la superficie del acero fundido en la mayor cantidad que resulte posible.

20 El segundo paso de calentamiento y ajuste de la composición está asignado principalmente a la función de favorecer la flotación de las partículas de la escoria superior atrapadas en el interior del acero fundido durante el proceso anterior de tratamiento de desgasificación y para llevar a cabo el ajuste fino de la composición y de la temperatura. A este respecto, se sugiere que mientras se ajusta la temperatura del acero fundido de acuerdo con las condiciones de colada, se lleve a cabo agitación con una baja densidad de energía de agitación de manera que no ocurra el atrapamiento de cualquier escoria superior nueva.

30 Hablando en términos concretos, se sugiere que en el momento del tratamiento de desgasificación después del ajuste de la composición (incluyendo el ajuste de la cantidad de Al) y hasta el termino medio del tratamiento de desgasificación (en la mitad de paso), se recomienda una densidad de energía de agitación ( $=\epsilon$ ; este valor se obtiene de la fórmula (1) que se muestra a continuación; la misma reseña se puede aplicar a otros casos similares posteriores) de 50-200 W/tonelada. Preferentemente, se debería ajustar el caudal de gas de soplado de manera que la densidad de energía de agitación se pueda controlar en 50 W/tonelada o más; más preferentemente en 60 W/tonelada o más y 200 W/tonelada o menos; incluso más preferentemente en 180 W/tonelada o menos. También se sugiere que tras el termino medio del tratamiento de desgasificación, se debería ajustar el caudal del gas de soplado de manera que la densidad de energía de agitación se pueden controlar en 140 W/tonelada o menos, o preferentemente en 120 W/tonelada o menos (no se incluye 0 W/tonelada).

40 En el segundo paso de calentamiento y ajuste de la composición, el caudal de gas de soplado se debe ajustar de manera que se pueda controlar la densidad de energía de agitación en 25 W/tonelada o menos, preferentemente en 20 W/tonelada o menos y en 2,0 W/tonelada o más.

45 Con más detalle, se deberían seguir los procedimientos mencionados anteriormente. En primer lugar se extrae el acero fundido fuera del convertidor o del horno eléctrico y se introduce en la cuchara de colada para proceder al refinado secundario, en el cual el acero pasa por el primer paso de calentamiento y ajuste de la composición (en lo sucesivo, este proceso se denomina "LF-1"). Hablando en términos concretos, al tiempo que se el acero se calienta hasta  $TL = 1600\text{ }^{\circ}\text{C}$  o a una temperatura aproximada por medio de generación de una descarga de arco, se añade un fluidificante al acero fundido haciendo uso de un medio de alimentación de fluidificante. Además, se agita el acero fundido por medio de soplado de gas de Ar con un medio de soplado de gas.

50 En la etapa de LF-1, se sugiere que se deberían determinar los tipos y cantidades de fluidificante de manera que la composición de la escoria superior tras el acabado y el tratamiento de vacío (en otras palabras, en el momento en el que haya comenzado el segundo paso de calentamiento y ajuste de la composición) puede satisfacer las siguientes tres condiciones al mismo tiempo.

- 55
- (i) La masa de CaO es más que tres veces mayor que la masa de  $\text{SiO}_2$ .
  - (ii) La masa de CaO es 1,5-3,5 veces mayor que la masa de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .
  - (iii) La suma de la masa de T.Fe y masa de MnO de la composición de la escoria superior es menor que 1,0 % de la masa total de la escoria superior.
- 60

Por consiguiente, también se sugiere que sería preciso controlar o ajustar la temperatura de calentamiento y la cantidad de alimentación del otro material auxiliar (fluidificante).

65 El acero fundido que ha pasado a través del primer paso de calentamiento y ajuste de la composición es transportado al equipamiento de desgasificación de vacío, de cuchara en cuchara en colada, en el que tiene lugar el

procesado del acero fundido mediante el tratamiento de desgasificación de vacío (en lo sucesivo el tratamiento se denomina "VD").

Precisamente, por medio de la operación del sistema de gases, el gas anterior del acero fundido de la cuchara de colada es expulsado a través de la tubería de expulsión de gases hasta el punto de la presión ambiental "P" dentro de la cuchara de colada se hace próxima al estado de vacío de aproximadamente 0,5 Torr. De manera adicional, se aplica agitación al acero fundido mediante soplado de gas de Ar haciendo uso de un medio de soplado de gas. De la forma anterior, se lleva a cabo el tratamiento de retirar hidrógeno del acero fundido para el cual casi se ha completado el ajuste de la composición.

En el actual tratamiento, es preferible adoptar una densidad de energía de agitación en la cual sean compatibles por un lado el hecho de evitar el atrapamiento de la escoria superior en el interior del acero fundido y por otro, la deshidrogenación. A este respecto, si en la primera mitad de VD, se controla el caudal de Qg del gas de soplado de la parte inferior con el fin de mantener la densidad de energía de agitación ε dentro del intervalo de 50-200 W/tonelada, se puede llevar a cabo de forma eficaz la deshidrogenación al tiempo que se mantiene el atrapamiento de la escoria superior en un valor mínimo. En la segunda mitad de VD, si se controla el caudal Qg de gas de soplado de la parte inferior con el fin de mantener la densidad de energía de agitación ε en 140 W/tonelada o menor (no se incluye 0 W/tonelada), el resultado será favorable ya que se puede favorecer el afloramiento en superficie y la segregación de la escoria superior atrapada.

En el cálculo de la densidad de energía de agitación ε, la temperatura del gas de soplado de la parte inferior antes del soplado T<sub>o</sub> (temperatura del gas de Ar antes del soplado) tiene que ser temperatura ordinaria (298 K) y la temperatura del gas de soplado de la parte inferior tras el soplado T<sub>g</sub> (temperatura del gas de Ar tras el soplado) tiene que ser igual a la temperatura del acero fundido T<sub>L</sub>.

Fórmula Matemática 1

$$\epsilon = \frac{371 \cdot Q_g \cdot T_L}{M_L} \left[ \ln \left( 1 + \frac{9.8 \cdot \rho_L \cdot h_o}{P} \right) + \left( 1 - \frac{T_o}{T_g} \right) \right] \dots \dots \dots (1)$$

- ε: densidad de energía de agitación (W/tonelada)
- T<sub>o</sub>: Temperatura antes del soplado del gas de soplado de la parte inferior (temperatura ordinaria de 298 K)
- T<sub>L</sub>: temperatura en masa fundida (K)
- M<sub>L</sub>: cantidad de acero fundido (tonelada)
- ρ<sub>L</sub>: densidad del acero fundido (Kg/m<sup>3</sup>)
- Q<sub>g</sub>: caudal de gas de soplado de la parte inferior (NI/min)
- T<sub>g</sub>: temperatura tras el soplado del gas de soplado de la parte inferior (K)
- P: presión ambiental (torr)
- h<sub>o</sub>: Profundidad del acero fundido (m)

Por ejemplo, en el primer paso de calentamiento y ajuste de la composición (LF-I), existen diferencias en cuanto a las condiciones relativas al tamaño de la cuchara de colada, la cantidad introducida de acero fundido M<sub>L</sub>, etc., pero si Q<sub>g</sub>/M<sub>L</sub> puede estar dentro del intervalo de 0,30-3,75 NI/min-tonelada, se obtiene una densidad de energía de agitación ε dentro del intervalo de 4,7-6,2 W/tonelada.

Además, llevando a cabo el segundo paso de calentamiento y ajuste de la composición (este segundo paso se puede denominar en lo sucesivo como "LF-II") sobre el acero fundido tras VD, es posible fabricar un acero super limpio.

Es decir, el acero fundido tras completar el tratamiento de desgasificación de vacío, tal y como se encuentra en la cuchara de colada, es transportado al equipo de refinado secundario y se hace pasar a través del segundo paso de calentamiento y ajuste de la composición. Con más detalle, por ejemplo, el acero fundido, al tiempo que está siendo calentado a T<sub>L</sub> = 1600 °C o a una temperatura alrededor de ésta por medio de la generación de un arco de descarga, se agita por medio de soplado con gas de Ar haciendo uso de un medio de soplado de gas. Con respecto a la resistencia a la agitación del acero fundido, es recomendable controlar el flujo de gas de Ar Q<sub>g</sub> de manera que la densidad de energía de agitación ε calculada de acuerdo con la fórmula anterior (1) se mantenga dentro del intervalo de 25 W/tonelada o menor hasta 2,0 W/tonelada o más. Manteniendo la densidad de energía de agitación ε anterior en 25 W/tonelada o menos se hace posible evitar que cualquier nueva escoria superior sea atrapada en el interior del acero fundido. En este momento de LF-II, también se puede realizar el análisis de la composición y su ajuste fino, de acuerdo con las necesidades.

Llevando a cabo el tratamiento LF (LF-II) una vez más como anteriormente, se puede favorecer más el "afloramiento en superficie y la segregación de la escoria superior atrapada y de los productos de desoxidación", cuya labor se ha llevado a cabo a partir de la mitad de VD.

Como se ha explicado anteriormente, LF-II comienza con la escoria superior que presenta la siguiente composición:

(i) El grado de basicidad, concretamente de  $\text{CaO/SiO}_2 \geq 3,0$

(ii)  $\text{CaO/Al}_2\text{O}_3 = 1,5-3,5$

(iii)  $\text{T. Fe} + \text{MnO} \leq 1,0 \%$  en masa

Con dichas condiciones, resulta favorable que se evite de forma segura la re-oxidación de la composición del acero fundido por parte de los óxidos de la escoria superior.

Como se ha descrito anteriormente, el proceso de refinado resulta suficiente si incluye procesos de [calentamiento y ajuste de la composición → tratamiento de desgasificación → calentamiento y ajuste de la composición] y no se encuentra limitado a los procesos anteriores o posteriores. Además, por ejemplo, después de los procesos anteriores de [calentamiento y ajuste de la composición → tratamiento de desgasificación → calentamiento y ajuste de la composición], se pueden añadir procesos de [tratamiento de desgasificación → calentamiento y ajuste de la composición] o [tratamiento de desgasificación → calentamiento] en un ciclo en las mismas condiciones anteriores o en cualesquiera otras condiciones diferentes de las anteriores, o de lo contrario, se puede añadir cualquiera o ambos de estos grupos de procesos a repetir varias veces; o de otro modo, tras los procesos anteriores de [calentamiento y ajuste de la composición → tratamiento de desgasificación → calentamiento y ajuste de la composición], también resulta apropiado si únicamente se puede repetir de nuevo el proceso de [desgasificación] en las mismas condiciones anteriores o en cualesquiera otras condiciones diferentes de las anteriores.

La presente invención incluye los productos forjados que se pueden obtener a partir del uso del acero de forja anterior, pero no existe limitación particular sobre el método de fabricación de los productos forjados. Por ejemplo, se puede llevar a cabo la fabricación si abarca procesos tales como calentamiento del acero de forja anterior con el fin dar lugar a la forja en la etapa de material, inspección durante el proceso seguido de calentamiento y forja para dar lugar a la forma del producto, tratamiento de homogeneización en caliente seguido de endurecimiento por enfriamiento y normalización, y acabado por medio de procesado en máquina.

Como productos de forja disponibles a partir de los procesos anteriores, en primer lugar surgen los cigüeñales (cigüeñal de tipo sólido y cigüeñal de tipo ensamblaje). Debido a la excelente resistencia a la fatiga, también se pueden mencionar otros productos de elevada resistencia diferentes de los cigüeñales, tales como ejes intermedios y ejes de transmisión para barcos y embarcaciones, cigüeñas para cigüeñales de tipo ensamblaje, partes para maquinaria en general, recipientes de presión, piezas de foja huecas y similares.

En la fabricación del cigüeñal como producto forjado, se prefiere el cigüeñal de tipo sólido, ya que se puede colocar la parte de acero de mayor limpieza ocupando la capa superficial del eje, permitiendo de este modo que el cigüeñal presente buenas características de resistencia y fatiga. En tal caso, el método de fabricación del cigüeñal de tipo sólido no está particularmente especificado, pero resulta recomendable fabricar el cigüeñal de acuerdo con el método de forja de R.R y de T.R (en el que, el procesado de forja se lleva a cabo de manera que el eje central del lingote pueda hacerse concéntrico con el centro del eje del cigüeñal, y además, el procesado de forja se hace de manera que la parte del lingote en la que existe probabilidad de deterioro de las características debido a la segregación del centro pueda formar todo el centro del eje del cigüeñal, de manera unificada).

A modo de otro método de procesado, también se puede emplear el método de forja libre. (En este método, el brazo de la manivela y el codo se someten a forjado en un bloque y se conforman con la forma del cigüeñal por medio de corte con gas y procesado en máquina).

A continuación, se van a presentar algunas realizaciones para una explicación más concreta de la presente invención. En la naturaleza del caso, la presente invención, proporcionada por las reivindicaciones, no se encuentra limitada a las realizaciones, sino que las realizaciones se pueden llevar a cabo con modificaciones con tal de que dichas modificaciones se encuentren dentro del alcance que conforma el sentido que se ha mencionado anteriormente y que se menciona a continuación en el presente documento. Todas las modificaciones deben considerarse como parte integral del alcance técnico de la presente invención, tal y como se presenta en las reivindicaciones.

[Realizaciones]

En un horno eléctrico, se fundieron 20-100 toneladas de material de chatarra y se extrajeron para llenar la cuchara de colada. Posteriormente, por medio del uso de equipo de refinado de tipo calentamiento de cuchara de colada con un agitador de soplado por la parte inferior, se llevó a cabo el procesado del acero fundido. En este procesado del acero fundido, se llevó a cabo el primer paso de calentamiento y ajuste de composición (LF-I) del acero fundido extraído del convertidor o del horno eléctrico; se aplicó el tratamiento de desgasificación (VD) al acero fundido tras completar el primer paso de calentamiento y ajuste de la composición; y se llevó a cabo el segundo calentamiento y

ajuste de la composición (LF-II) del acero fundido después de completar el tratamiento de desgasificación.

En el momento del primer paso anterior de calentamiento y ajuste de la composición, se añadieron agentes de formación de escoria tales como CaO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y MgO a la superficie del acero fundido para producir la formación de una escoria superior que incluyera CaO y MgO en las cantidades que se muestran en la Tabla 1. A continuación, se añadió Al para desoxidar el acero fundido, y también se llevó a cabo la deshidrogenación por medio de tratamiento de vacío con el equipamiento de desgasificación con tapa. Durante el procesado del acero fundido, se llevó a cabo la toma de muestras de acero fundido para medir la concentración de Al disuelto. Con el fin de mantener la concentración de Al disuelto dentro de un intervalo preferido, se suministró Al adicional de acuerdo con las necesidades. Las concentraciones de Al disuelto en el acero fundido se muestran en la Tabla 1. La adición de aleación que contenía S, aleación que contenía Mg y aleación que contenía Ca que se muestra en la Tabla 1 se hizo en la etapa de LF-II. Se fijaron la densidad de energía de agitación hasta el punto medio (primera mitad de VD) del tratamiento de desgasificación anterior (VD), la densidad de energía de agitación del tratamiento de desgasificación posterior (tras el punto medio o durante la segunda mitad de VD) y la densidad de energía de agitación en LF-II, respectivamente como se muestra en la Tabla 1.

Cuando se hubo completado el tratamiento de acero fundido, se tomaron muestras de la escoria superior y se coló el acero fundido haciendo uso del método de colada por vertido inferior para dar lugar a lingotes de acero (20-100 toneladas). Los lingotes de acero, una vez que se hubo completado la solidificación, se extrajeron de los moldes y se enviaron al forjado en caliente tras calentamiento a 1150 °C o más para generar productos forjados de varios tamaños con forma de barras redondeadas de varios tamaños. En este caso, se trató el lingote de 20 toneladas mediante forja en caliente para dar lugar a un producto con forma de barras redondeadas de 250-450 mm de diámetro, el lingote de 50 toneladas se trató mediante forjado en caliente para dar lugar a un producto con forma de barras redondeadas de 350-700 mm de diámetro y el lingote de 100 toneladas se trató por medio de forjado en caliente para dar lugar a un producto con forma de barras redondeadas de 600-1200 mm de diámetro. Al mismo tiempo, aprovechando las muestras de escoria superior anteriores, se investigaron las concentraciones de CaO y MgO en la escoria superior por medio de análisis químico por espectro de emisión de ICP. La Tabla 1 muestra los resultados de los mismos.

Se investigaron las composiciones químicas de los respectivos materiales forjados por medio de análisis químico, mostrándose los resultados obtenidos en la Tabla 2. Además, se midieron las cantidades de Ca disuelto y Mg disuelto en los lingotes de acero junto con el análisis de composición de las inclusiones de los productos forjados y el ensayo de fatiga llevado a cabo de la siguiente forma al mismo tiempo. De manera simultánea, se obtuvieron las cantidades de Ca Total y Mg Total del acero que se muestran en la Tabla 2 por medio del método de espectrómetro de masas de ICP (método de ICP-MS).

[Medición de la cantidad de Ca disuelto (Ca Sol.) y de la cantidad de Mg disuelto (Mg Sol.) en el acero]

Se molieron las muestras tomadas del lingote de acero y se introdujeron en el espectrómetro de masas iónico secundario (marca registrada "ims5f" de AMETEK, Inc.). Para cada muestra, se observó una imagen iónica secundaria de Ca o Mg dentro de la zona de 500 x 500 (µm<sup>2</sup>) para escoger en el interior tres zonas en las que Ca o Mg no experimentarían espesado de forma local, y se llevó a cabo el análisis en la dirección de profundidad de estas tres zonas. En ese caso, la primera fuente iónica fue O<sup>2+</sup>. Y, si la distribución de la concentración en profundidad es uniforme, se considera que el valor de concentración en ese momento es el valor de concentración del elemento disuelto. En caso de encontrar inclusiones durante el transcurso del análisis en profundidad, la distribución de la concentración muestra fluctuaciones grandes, pero el análisis continúa hasta alcanzar la zona en la que no existen inclusiones y cuando la distribución de concentración se hace uniforme, se adopta el valor disponible a partir de la misma como el valor del elemento disuelto. De manera casual, con respecto al método de determinación de la concentración, se midió el hierro puro con implante de hierro de <sup>24</sup>Mg (150 eV, 1x10<sup>4</sup> átomos/cm<sup>2</sup>) y <sup>27</sup>Al (200 keV, 1x10<sup>4</sup> átomos/cm<sup>2</sup>) como muestra estándar, y se usaron los factores de sensibilidad relativa (RSF) obtenidos a partir del mismo para determinar las concentraciones atómicas. Los resultados de estas mediciones también se incluyen en la Tabla 2.

[Análisis de composición química de las inclusiones]

En relación a las barras redondeadas tras la forja, se cortó la muestra desde la parte central del pedazo correspondiente a la parte inferior del lingote de acero y se preparó para el análisis de la composición química de las inclusiones por medio de EPMA (microanálisis de rayos X con sonda de electrones). Para este análisis, se escogieron de forma aleatoria más que 50 piezas de inclusiones por cada muestra. La Tabla 3 muestra el resultado de este análisis. La misma tabla también muestra la inclusión de mayor tamaño de las más de 50 piezas anteriormente mencionadas junto con el diámetro de un círculo que se asume de área equivalente a la inclusión de mayor tamaño.

De manera adicional en la Tabla 3, la expresión "refinado" en las columnas de "Tipo de óxido" y "Tipo de azufre" significa que el diámetro de un círculo que se asume de área equivalente a la inclusión de mayor tamaño es menor que 100 µm. En caso de inclusión de tipo óxido, la composición de la inclusión indicada junto con la tabla indica la

composición del óxido que cubre más que 50 % del número de piezas entre todas las inclusiones de tipo óxido que han experimentado el análisis anterior; en caso de inclusión de tipo sulfuro, indica la composición de los sulfuros que cubren más que 50 % en número de las piezas entre todas las inclusiones de tipo sulfuro que han experimentado el análisis anterior. La expresión "basto y grande" se aplica al caso de detectar que uno o más números de las piezas de inclusiones bastas y grandes tuviera un diámetro de 100  $\mu\text{m}$  o más de círculo que se asume de área equivalente a las inclusiones; de igual forma, las composiciones de la inclusión que se muestran juntas indican las composiciones de las inclusiones bastas y grandes anteriores. La expresión "inclusiones en el producto forjado" abarca óxidos y sulfuros cuando existen de manera individual, pero también incluye el caso de óxidos y sulfuros que se encuentran adyacentes o en estado compuesto (por ejemplo, el caso de inclusiones compuestas tal como un óxido que adopta el papel de núcleo mientras que el sulfuro rodea al núcleo de óxido). Debe entenderse que incluso en el caso de una inclusión compuesta, los tamaños de óxido y sulfuro en dicha inclusión compuesta se determinan y se evalúan de forma individual y por separado.

[Ensayo de fatiga y medición del tamaño de la inclusión]

A partir de una barra redondeada después de la forja, se cortaron muestras suaves de la parte central de la parte correspondiente de la posición inferior del lingote de acero, con un tamaño de 10 mm de diámetro en la dirección del radio de la barra de 30 mm de longitud, y se sometieron las muestras al ensayo de fatiga en las siguientes condiciones. Se tomó otro grupo de muestras de ensayo en la misma posición que las muestras de ensayo de fatiga y se usaron para llevar a cabo el ensayo de tracción a temperatura normal. Como índice del límite de fatiga, se midió la proporción de límite de resistencia (resistencia a la fatiga  $\sigma_w$  /resistencia a la tracción  $\sigma_B$ ). Este ensayo se llevó a cabo con 5 piezas de muestras para obtener una proporción media del límite de resistencia. Si el ratio obtenido fue de 0,42, se evaluó la muestra como excelente. La Tabla 3 muestra el resultado.

Método de ensayo: ensayo de fatiga por flexión rotatoria  
(proporción de esfuerzo = -1; 3600 rpm)  
Método de evaluación de la resistencia a la fatiga: método de diferencia.  
Esfuerzo de diferencia: 20 MP a  
Esfuerzo inicial: 300 MP a  
Número de muestras de ensayo: 5 piezas cada una  
Resistencia a la fatiga de cada muestra:  
Resistencia a la fatiga = (Esfuerzo de ruptura) – (Esfuerzo de diferencia)

Tabla 1

Experimento N°.	Concentración de Al en el acero fundido		Basicidad de la escoria	CaO en la escoria	MgO en la escoria	Densidad de energía de agitación para la primera mitad de VD	Densidad de energía de agitación para la segunda mitad de VD		Densidad de energía de agitación para LF-II	Aditivo tras el ajuste de composición
	ppm	%					W/t	W/t		
1		180	-		4,8	58,2	15	50	40	5,5
2		370			5,5	55,4	13	120	60	15
3		420			5,0	47,9	13	180	100	18
4		60			3,5	43,3	6	60	80	20
5		648			10,0	42,0	15	200	130	25
6		306			6,0	58,6	11	150	40	10
7		89			5,0	52,5	10	70	80	15
8		270			5,8	48,4	21	140	120	15
9		146			4,5	41,9	17	180	100	18
10		220			5,2	57,2	20	160	100	20
11		290			3,2	31,0	7	160	100	15
12		240			3,0	32,0	23	190	130	25
13		110			4,2	45,1	20	180	120	22
14		190			8,0	55,0	25	180	130	25
15		450			11,0	64,8	8	180	60	13
16		50			4,0	43,9	5	100	50	5,5
17		140			4,6	51,0	5	100	50	2
18		510			6,5	60,0	12	200	200	30
19		505			5,5	58,1	12	220	150	45

(continuación)

Experimento N°.	Concentración de Al en el acero fundido	Basicidad de la escoria	CaO en la escoria	MgO en la escoria	Densidad de energía de agitación para la primera mitad de VD	Densidad de energía de agitación para la segunda mitad de VD		Densidad de energía de agitación para LF-II	Aditivo tras el ajuste de composición
	ppm					%	W/t		
20	-	290	4,2	55,5	20	160	120	23	Aleación que contiene Mg añadida
21	150		5,0	40,1	15	160	120	23	Aleación que contiene Ca añadida
22	500		5,5	64,0	10	60	30	1,5	Aleación que contiene Mg añadida
23	150		6,0	43,2	6	80	30	1,5	Aleación que contiene Ca añadida
24	310		4,0	51,6	18	80	60	18	Aleación que contiene S añadida
25	70		5,0	45,5	7	45	28	1,5	-
26	940		6,0	50,6	15	180	100	15	-
27	35		5,5	48,4	13	140	70	15	-
28	340		1,8	25,5	25	180	120	20	-

Tabla 2

Experimento N°	Composición química (% indica % en masa, ppm indica ppm en masa y ppb indica ppb en masa)*																		
	C	Si	Mn	Ni	Cu	Ti	Cr	Mo	V	Nb	Ta	Hf	O	Al total	S	Ca Total	Mg Total	Ca Sol.	Mg Sol.
%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	ppm	ppm	%	ppm	ppm	ppb	ppm
1	0,40	0,35	1,02	0,35	-	<0,001	1,60	0,25	0,09	-	-	-	5	190	0,004	43	3	0,59	
2	0,45	0,25	1,01	0,21	-	0,001	1,98	0,25	0,10	-	-	-	4	430	0,002	9	10	6	1,2
3	0,50	0,20	0,99	0,12	-	0,006	2,30	0,20	0,02	-	-	-	5	460	0,0004	11	5	15	1,9
4	0,22	0,18	0,22	1,78	-	0,050	1,03	0,40	0,06	-	-	-	14	80	0,007	51	2	2	0,05
5	0,30	0,30	0,60	1,32	-	0,018	1,40	0,19	0,10	-	-	-	4	670	0,0003	15	8	60	4,6
6	0,20	0,05	0,90	2,50	1,00	<0,001	1,10	0,11	0,05	-	-	-	7	360	0,0004	8	3	8	0,50
7	0,30	0,30	0,30	3,50	-	0,010	2,00	0,70	0,20	-	-	-	7	110	0,002	6	4	2	0,38
8	0,45	0,10	0,70	0,60	-	0,028	3,54	0,20	0,05	-	-	-	8	320	0,003	5	1	7	0,89
9	0,51	0,49	0,60	0,80	-	0,005	0,90	0,23	0,10	-	-	-	8	200	0,003	4	3	4	0,45
10	0,45	0,25	1,00	0,20	-	0,010	2,00	0,30	0,10	-	-	-	6	290	0,007	5	1	4	0,15
11	0,55	0,40	1,20	0,10	-	0,001	4,00	0,27	0,005	0,005	-	-	6	300	0,0006	4	3	1	0,04
12	0,20	0,08	0,20	3,40	-	0,015	1,31	0,30	-	-	0,006	0,006	7	250	0,0004	3	6	3	4
13	0,40	0,10	0,92	0,80	-	0,007	1,00	0,25	-	0,20	-	-	25	120	0,0003	3	8	2	7
14	0,30	0,08	1,00	0,60	-	0,015	1,50	0,20	-	-	0,18	-	6	200	0,002	7	11	90	9,5
15	0,55	0,05	1,03	0,40	-	0,014	1,20	0,10	-	-	-	0,16	10	460	0,002	6	4	30	0,2
16	0,35	0,28	0,99	2,00	-	0,015	1,01	0,25	0,04	-	-	-	8	50	0,003	8	1	2	0,02
17	0,42	0,35	1,50	0,20	0,05	0,018	1,98	0,20	0,05	-	-	-	9	150	0,0007	4	2	80	0,03
18	0,40	0,26	1,02	0,22	-	0,015	1,94	0,25	0,10	-	-	-	25	530	0,012	35	32	110	7
19	0,40	0,26	1,02	0,22	-	0,012	1,94	0,25	0,10	-	-	-	20	520	0,001	50	31	110	6
20	0,45	0,26	0,80	0,16	-	0,030	1,72	0,10	0,005	-	-	-	5	330	0,002	2	20	20	12
21	0,36	0,30	1,20	0,30	-	0,010	1,90	0,25	0,11	-	-	-	6	180	0,002	55	5	120	0,2
22	0,45	0,26	0,80	0,16	-	0,001	1,71	0,61	0,005	-	-	-	4	510	0,002	5	25	30	5
23	0,36	0,30	1,20	0,30	-	0,005	1,90	0,25	0,11	-	-	-	10	160	0,001	32	5	30	0,2
24	0,31	0,22	1,00	0,21	-	0,012	1,95	0,26	0,11	-	-	-	8	320	0,009	8	15	10	0,67
25	0,45	0,27	0,80	0,21	-	<0,001	2,40	0,57	0,01	-	-	-	11	80	0,008	3	1	1	0,01
26	0,40	0,28	1,01	0,25	-	0,025	2,20	0,50	0,12	-	-	-	5	960	0,002	25	10	110	7
27	0,44	0,20	1,10	0,25	-	0,020	2,00	0,40	0,10	-	-	-	15	40	0,002	15	2	1	0,02
28	0,20	0,40	1,50	1,80	-	0,008	1,50	0,20	-	-	-	-	10	350	0,004	5	9	1	7

\* Equilibrio formado por Fe e impurezas inevitables.

Tabla 3

Experimento N°	Tipos de óxido	Tipo de sulfuro	Dia. ( $\mu\text{m}$ ) círculo que se asume equivalente a la inclusión de mayor tamaño	Proporción de límite de resistencia $\sigma_w/\sigma_B$ (-)
1	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado: (Ca, Mg, Mn)S	11	0,500
2	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado: (Ca, Mg)S	20	0,479
3	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado: (Ca, Mg)S	28	0,474
4	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado: (Ca, Mg, Mn)S	87	0,431
5	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado: (Ca, Mg)S	40	0,427
6	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado: (Ca, Mg, Mn)S	16	0,485
7	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado : (Ca, Mg, Mn)S	26	0,480
8	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado : (Ca, Mg, Mn)S	43	0,453
9	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado : (Ca, Mg, Mn)S	26	0,452
10	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado : (Ca, Mg, Mn)S	48	0,450
11	Refinado : (Al, Mg)O	(Mg, Mn)S	15	0,438
12	Refinado: (Al, Mg)O	Refinado: (Mg, Mn)S	15	0,454
13	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado: (Ca, Mg)S	35	0,444
14	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado: (Ca, Mg)S	94	0,440
15	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	Refinado: (Ca, Mg)S	34	0,439
16	Refinado : (Al,Ca)O	Refinado (Ca, Mn)S	31	0,431
17	Refinado : (Al,Ca)O	Refinado: (Ca, Mn)S	70	0,449
18	(Ca, Mg, Al)O basto y grande	CaS basto y grande	388	0,311
19	(Ca, Mg, Al)O basto y grande	Ca S basto y grande	339	0,318
20	(Ca, Mg, Al)O basto y grande	MgS basto y grande	231	0,327
21	(Ca, Mg, Al)O basto y grande	CaS basto y grande	188	0,362
22	MgO basto y grande	MgS basto y grande	167	0,356
23	(Ca, Mg, Al)O basto y grande	CaS basto y grande	175	0,332
24	Refinado: (Ca, Al, Mg)O	(Ca, Mn)S basto y grande	146	0,387
25	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> basto y grande	MnS basto y grande	130	0,400
26	(Ca, Mg, Al)O basto y grande	CaS basto y grande	284	0,330
27	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> basto y grande	MnS basto y grande	415	0,306
28	MgO basto y grande	MgS basto y grande	115	0,419

5 De las tablas 1 a 3, se derivan las siguientes apreciaciones. (Los Nos. que aparecen abajo son los Nos. de Ejemplos usados en las Tablas 1-3). Debido a que los Nos. 1-17 satisfacen la composición de componente recomendada en la presente invención, se puede entender que la inclusión de mayor tamaño presente en el acero fue pequeña, dando lugar al resultado de que estuvo disponibles una elevada proporción de límite de resistencia.

10 En contraste con lo anterior, las composiciones químicas del acero de Nos. 18-28 no estuvo de acuerdo con los requisitos específicos de la presente invención, como resultado de lo cual la inclusión de mayor tamaño existente en el acero se hizo basta y de gran tamaño como se ha descrito anteriormente, lo que provoca una disminución de la

proporción de límite de resistencia.

5 De manera más concreta, el N°. 18 es un ejemplo en el que se añadieron la aleación que contiene S, la aleación que contiene Mg y la aleación que contiene Ca, siendo la agitación durante el refinado demasiado intensa. Por este motivo, las cantidades S, Ca total, Mg total y Ca disuelto superaron los límites superiores, dando lugar a fallo a la hora de evitar el crecimiento de los óxidos y sulfuros hasta hacerse bastos y grandes más allá del límite.

10 De igual modo para el N°. 19, la agitación durante el refinado fue tan intensa que MgO y CaO de la escoria superior quedaron atrapados en el interior del acero fundido. Como resultado de ello, las cantidades de Ca total, Mg total y Ca disuelto aumentaron más allá de los límites superiores, surgiendo los óxidos y sulfuros con forma basta y grande.

15 Con respecto al N°. 20, la adición de aleación que contenía Mg hizo posible que las cantidades de Mg total y Mg disuelto aumentaran más allá de límite superior, dando lugar a la formación de una inclusión basta y de gran tamaño de Mg disuelto.

El caso N°. 21 supuso la adición de aleación que contenía Ca, lo que significó que las cantidades de Ca total y Ca disuelto aumentaran más allá del límite superior, dando lugar a la formación de una inclusión basta y de gran tamaño que contenía Ca.

20 El N°. 22 fue un caso de aleación que contenía Mg añadida con agitación suave en la etapa LF-II. Aunque la cantidad de Mg disuelto permaneció dentro del intervalo recomendado, la cantidad de Mg total superó el límite superior, dando lugar a fallo a la hora de evitar el desarrollo de una inclusión basta y de gran tamaño que contenía Mg.

25 El N°. 23 fue un caso de aleación que contenía Ca añadida con agitación débil en la etapa LF-II. Aunque la cantidad de Mg disuelto permaneció dentro del intervalo recomendado, la cantidad de Ca total superó el límite superior, dando lugar a fallo a la hora de evitar el desarrollo de una inclusión basta y de gran tamaño que contenía Ca.

30 En el caso N°. 24, la adición de una aleación que contenía S dio lugar a un aumento por encima de límite de la cantidad de S y dio lugar a una sulfuro basto y grande.

35 El N°. 25 fue un ejemplo en el que la resistencia de agitación en la primera mitad de VD fue pequeña y la resistencia de agitación en la etapa de LF-II fue también débil. En este caso, las cantidades de Ca disuelto y Mg disuelto no fueron capaces de satisfacer los límites inferiores recomendados, dando lugar a la generación de  $Al_2O_3$  y MnS bastos y de gran tamaño.

40 En el caso del N°. 26, la concentración de Al disuelto en el acero fundido se encontró por encima del intervalo recomendado y la cantidad de Ca disuelto estuvo más allá del límite superior, dando lugar a la generación de una inclusión basta y de gran tamaño que contenía Ca.

El N°. 27 fue un caso en el que la concentración de Al disuelto en el acero fundido estaba por debajo del intervalo recomendado y las cantidades de Ca disuelto y Mg no alcanzaron los límites inferiores recomendados, dando lugar a la generación de  $Al_2O_3$  y MnS bastos y de gran tamaño.

45 En el caso N°. 28, la composición de la escoria superior no se encuentra en conformidad con el intervalo recomendado, y la cantidad de Ca disuelto no alcanza el límite inferior recomendado. Como resultado de ello, se generaron  $Al_2O_3$  y MnS bastos y de gran tamaño.

50 La Figura 2 es una gráfica en la que se muestran, de manera organizada, la relación entre el diámetro de un círculo que se asume de área equivalente a la inclusión de mayor tamaño anterior que existe en el acero, detectado por medio de EPMA y la proporción de límite de resistencia. A partir de la figura se puede observar que existe una buena correlación entre la proporción de límite de resistencia y el diámetro del círculo que se asume equivalente a la inclusión de mayor tamaño anterior. Cuando el diámetro del círculo que se asume equivalente a la inclusión de mayor tamaño anterior es menor que  $100 \mu m$ , parece que el acero puede demostrar una característica de fatiga tan excelente como la que supone una proporción de límite de resistencia por encima de 0,42.

55

**REIVINDICACIONES**

1. Un acero de forja que satisface los siguientes requisitos relativos a la composición de componentes:

- C: 0,2-0,6 % (en lo sucesivo, % indica, % en masa),
- Si: 0,05 – 0,5 %,
- Mn: 0,2 – 1,5 %,
- Ni: 0,1 – 3,5 %,
- Cr: 0,9 – 4 %,
- Mo: 0,1 – 0,7 %,
- Al: 0,005 – 0,1 %,
- S: 0,008 % o menos (no incluye 0 %),
- O: 0,0025 % o menos (no incluye 0 %),

5 Ca Total: 0,0030 % o menos (no incluye 0 %),  
Mg Total: 0,0015 % o menos (no incluye 0 %);

y que además comprende al menos uno de los grupos siguientes (A), (B) y (C)

- 10 (A) uno o más elementos escogidos entre el grupo que consiste en V, Nb, Ta y Hf, en una cantidad dentro del intervalo de 0,005-0,2 % para todos los elementos escogidos añadidos juntos;
- (B) Ti: 0,05 % o menos (no incluye 0 %); y/o
- (C) Cu: 1,0 % o menos (no incluye 0 %).

15 y en la que la parte restante está formada por hierro e impurezas inevitables;

y de manera simultánea, dicho acero de forja también satisface uno cualquiera de (I) a (IV) siguientes con respecto a Ca disuelto y Mg disuelto (en lo sucesivo, ppb y ppm indican respectivamente “ppb en masa” y “ppm en masa”):

- 20 (I) Ca disuelto: 2-500 ppb, y  
Mg disuelto: 0,04-5 ppm;
- (II) Ca disuelto: 2-100 ppb, y  
Mg disuelto: 5-10 ppm;
- 25 (III) Ca disuelto: 2 ppb o menos (no incluye 0), y  
Mg disuelto: 0,04-5 ppm; o
- (IV) Ca disuelto: 2-500 ppb, y  
Mg disuelto: 0,04 ppm o menos (no incluye 0).

30 2. El acero de forja de acuerdo con la reivindicación 1, en el que el diámetro de un círculo que se asume de área equivalente a la pieza de inclusión mayor tamaño existente en dicho acero de forja es menor que 100 µm.

3. Productos forjados (incluyendo partes) fabricados a partir del acero de forja de acuerdo con la reivindicación 2.

35 4. Los productos forjados de acuerdo con la reivindicación 3, en los que, de forma particular, se prefieren cigüeñales como dichos productos forjados.

FIG. 1

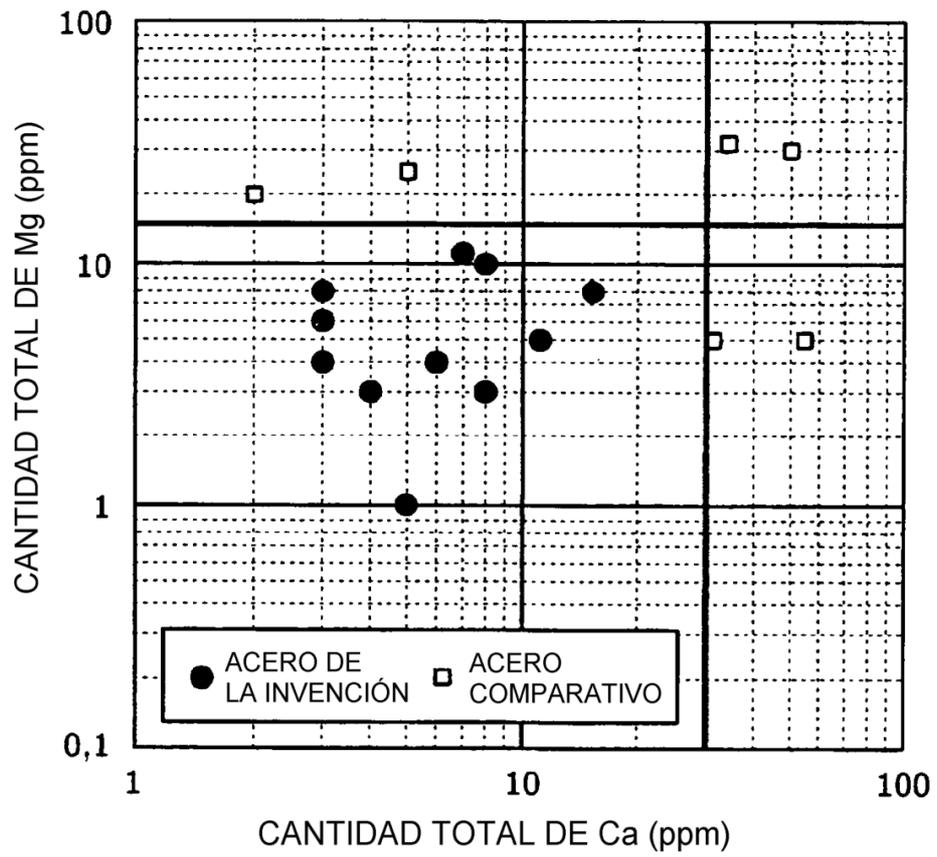


FIG. 2

