

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 380 823**

51 Int. Cl.:
C21C 7/06 (2006.01)
C21C 7/00 (2006.01)
C21C 7/04 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 96 Número de solicitud europea: **07742283 .0**
96 Fecha de presentación: **24.04.2007**
97 Número de publicación de la solicitud: **2036992**
97 Fecha de publicación de la solicitud: **18.03.2009**

54 Título: **Acero para forja, proceso para la producción del mismo y producto forjado**

30 Prioridad:
21.06.2006 JP 2006171976
07.03.2007 JP 2007057746

45 Fecha de publicación de la mención BOPI:
18.05.2012

45 Fecha de la publicación del folleto de la patente:
18.05.2012

73 Titular/es:
KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO
10-26 WAKINOHAMA-CHO 2-CHOME
CHUO-KU KOBE-SHI HYOGO 651-858, JP

72 Inventor/es:
DEURA, Tetsushi;
NAGAO, Motohiro;
TOMIOKA, Atsushi y
FUKAYA, Shogo

74 Agente/Representante:
Ungría López, Javier

ES 2 380 823 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 forja, proceso para la producción del mismo y producto forjado

5 Campo técnico

La presente invención se refiere a acero para forja y su método de fabricación y a partes forjadas que se pueden obtener mediante el uso del acero para forja anterior y, en particular, a acero para forja con inclusiones particularmente presentes en el acero refinado y al método de fabricación de dicho acero para forja y las partes forjadas que se pueden obtener mediante el uso de dicho acero para forja comentado anteriormente. Mientras que las partes forjadas preparadas a partir del acero para forja de la presente invención se usan de manera eficaz y ampliamente en campos industriales tales como maquinaria, barcos y embarcaciones, equipamiento eléctrico, etc., la explicación siguiente se lleva a cabo centrándose en la aplicación de un cigüeñal usado como miembro de transmisión de energía de una fuente de impulsión marina como ejemplo de aplicación típica.

15 Técnica anterior

Los cigüeñales de gran tamaño usados como miembros de transmisión de energía en fuentes de impulsión marina requieren características de fatiga superiores que raramente provocan la ruptura por fatiga, incluso en condiciones de uso bajo entorno muy agresivo.

Como método para mejorar las características de fatiga del cigüeñal, el Documento 1 que no es patente describe que se llevó a cabo un intento para mejorar las características de fatiga con un comando libre de tecnología de procesado. Con mayor concreción, el Documento 1 que no es patente indica que se adoptó el método RR (Roedere Ruget) para conseguir una mejora considerable de la resistencia a la fatiga, en comparación con un cigüeñal fabricado por medio de forjado libre y también que se aplicó un proceso en frío con rodillos para la mejora de la resistencia a la fatiga.

El Documento 2 que no es patente examina la posibilidad de mejorar las características de fatiga de aceros de baja aleación. Con mayor concreción, el Documento 2 que no es patente menciona que (1) las inclusiones en el acero resultan aptas como punto de partida de la ruptura por fatiga y que dicha inclinación es más probable que se haga evidente a medida que se produce el desarrollo de acero con mayor resistencia; (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 contienen inclusiones alargadas presenta tendencia a mostrar fácilmente anisotropía en la resistencia a la fatiga.

No obstante, los informes anteriores no abordan la descripción de medios concretos para llevar a cabo la conversión de la morfología de la inclusión en una forma esférica y reducir su tamaño. Por tanto, parece que se requieren estudios adicionales para llevar a cabo el control de la morfología de las inclusiones útiles para la mejora de las características de fatiga. Esto es similar al documento JP 2004 225 128.

De manera inesperada, hasta ahora se han sugerido varios métodos con respecto al método de control de la morfología para las inclusiones. Por ejemplo, en el Documento de Patente 1, se hace alguna sugerencia a un método en el que se reducen la cantidad de sulfuro y de óxido y se controla la morfología de las inclusiones como medio para la producción de acero estructural de baja aleación que presenta excelentes características en cuanto a resistencia al desgarro lamelar y resistencia a la fisuración inducida por hidrógeno. Con más detalle, la sugerencia incluye que, con el fin de evitar la generación de sulfuro de Mn que resulta perjudicial para la resistencia al desgarro lamelar y la resistencia a la fisuración inducida por hidrógeno, resulta eficaz reducir la cantidad de azufre y el contenido de oxígeno al tiempo que se añade Ca y Mg de forma simultánea.

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 el estirado durante el laminado en caliente y también el desarrollo de inclusiones de Al_2O_3 y sus especies relacionadas que se tienden a formar en el interior de los grupos, y además para llevar a cabo el control de la morfología de las inclusiones tal como el refinado de tamaño de partícula.

El Documento de Patente 3 y el Documento de Patente 4 muestran que mediante el refinado de tamaño extremo de las inclusiones de tipo óxido, es posible aumentar la resistencia a la fatiga superficial y la resistencia a la fatiga por flexión del engranaje con respecto al material de engranaje. Con mayor concreción, estos documentos sugieren que se debería crear MgO y $MgO \cdot Al_2O_3$, que se encuentra menos sometidos a coalescencia, en forma de inclusiones de tipo óxido. También queda claro que la sustitución de parte del sulfuro MnS por $(Mn \cdot Mg)S$ puede contribuir a evitar la tendencia al estiramiento de las inclusiones y a reducir la anisotropía de la resistencia mecánica.

El Documento de Patente 5 describe que, como sulfuro, se favorece la presencia de MnS, CaS, MgS, $(Ca, Mn)S$ y $(Ca, Mg, Mn)S$ con el fin de obtener acero estructural para máquinas con una maquinabilidad superior. El Documento de Patente 5 aclara que si se puede controlar la morfología de sulfuro por medio de REM, Ca y Mg

presentes, es posible evitar la anisotropía de la propiedad mecánica y también mejorar la maquinabilidad hasta un nivel más elevado que el del acero de corte libre que contiene S.

5 No obstante, la tecnología anterior de control de morfología de las inclusiones no va destinada a partes forjadas usadas en condiciones ambientales tan severas como las que experimenta un miembro de transmisión de energía de una fuente de impulsión marina. Por tanto, actualmente, se requiere el estudio y establecimiento de un método original para el control de inclusiones destinado a acero para forja usado en la fabricación de partes forjadas que posean características de fatiga muy mejoradas.

10 [Documento 1 que no es patente] "Progress and Improvement of Crankshaft", Journal of the Marine Engineering Society of Japan, Octubre 1973, Vol. 8, N°. 10, pp.54-59.

[Documento 2 que no es patente] "Research on Fatigue Strength Characteristics of High-strength Crankshaft Materials", Journal of the Marine Engineering Society of Japan, 2001, Vol. 36, N°. 6, pp. 385-390

[Documento de Patente 1] Publicación de Solicitud de Patente Japonesa Examinada N°. 58-35255 (JP-B-58-35255).

15 [Documento de Patente 2] Publicación de Solicitud de Patente Japonesa Examinada N°. 57-59295 (JP-B-57-59295).
[Documento de Patente 3] Publicación de Solicitud de Patente Japonesa No Examinada N°. 07-188853 (JP-A-07-188853).

[Documento de Patente 4] Publicación de Solicitud de Patente Japonesa No Examinada N°. 07-238342 (JP-A-07-238342).

20 [Documento de Patente 5] Publicación de Solicitud de Patente Japonesa No Examinada N°. 2000-87179 (JP-A-2000-87179).

Divulgación de la invención

25 Problemas a resolver por la invención

A la vista de las circunstancias, se ha desarrollado la presente invención y tiene como objeto proporcionar un acero para forja con inclusiones refinadas para preparar partes forjadas disponibles que presenten excelentes características de fatiga y también para proporcionar el método útil por medio del cual se puede fabricar acero para forja. Otro objeto de la presente invención es proporcionar partes forjadas (en particular cigüeñales de construcción sólida) que se obtienen a partir del uso del acero para forja anteriormente mencionado y que pueden exhibir excelentes características de fatiga debido a que las inclusiones son altamente refinadas.

35 Medios para resolver el problema

El acero para forja de la presente invención que se ha unido de manera satisfactoria a los objetos anteriormente mencionados se proporciona en las reivindicaciones y presenta una concentración de Mg disuelto en el acero de 0,04-5 ppm (en este momento y en lo sucesivo, ppm indica "ppm en masa") y, al mismo tiempo, presenta un punto importante debido a que la concentración de Al disuelto en el acero es de 50-500 ppm. A propósito, "concentración de Al disuelto" o "concentración de Mg disuelto" significan la concentración de Al o Mg que existe en el acero en forma de disolución de sólidos sin que se haya producido el desarrollo hasta el estado de compuesto. Por ejemplo, el valor de concentración de los elementos disueltos se puede medir por medio de espectrometría de masa de iones secundarios (SIMS).

45 El acero para forja de acuerdo con la presente invención debe satisfacer los requisitos (a) de que las inclusiones de tipo óxido presentes en el acero tengan una composición media que satisfaga las fórmulas (1) y (2) que se muestran a continuación; (b) de asumir que el área de corte transversal de las inclusiones de tipo óxido presentes en el acero es A (μm^2), el valor medio de \sqrt{A} debe ser de 160 μm o menos.

50
$$[\text{MgO}] + [\text{Al}_2\text{O}_3] \geq 40 \% \quad (1)$$
$$[\text{MgO}] \geq 5 \% \quad (2)$$

en la que [MgO] y [Al₂O₃] indican respectivamente una cantidad presente (% en masa) de MgO y Al₂O₃ en las inclusiones de tipo óxido.

55 De manera general, el acero para forja anteriormente mencionado y las partes forjadas deben cumplir con la composición de componente mencionada a continuación con el fin de garantizar una resistencia excelente y una tenacidad completa.

60 "El acero contiene C: 0,2-1,0 % (en lo sucesivo, % indica, "% en masa"); Si: 0,05-0,6 %; Mn: 0,2-1,5 %; Ni: 4 % o menos (pero no incluye 0 %); Cr: 0,5-4 %; Mo: 0,1-1,5 %; V:0,005-0,3 % y el resto es Fe e impurezas inevitables".

65 La presente invención abarca partes forjadas fabricadas a partir del acero para forja anterior, y en particular el cigüeñal de construcción sólida si está fabricado a partir del acero para forja de acuerdo con la presente invención exhibe características de fatiga superiores.

Por otra parte, el método de fabricación del acero para forja presenta el punto esencia de que, en la fabricación del acero para forja, la concentración de MgO en la escoria superior en el procesado de acero fundido debe mantenerse en 5 % o más y también de que la concentración de Al en el acero fundido debe controlarse de forma que el Al disuelto en el acero pueda mantener una concentración de 50-500 ppm.

5

Efecto de la invención

La presente invención está configurada como se ha descrito anteriormente, y mediante el ajuste de la concentración de Mg disuelto y la concentración de Al en el acero, se hace posible controlar la morfología de las inclusiones formadas y, de este modo, proporcionar acero para forja con inclusiones refinadas. Se puede esperar que las partes forjadas disponibles a partir del uso de dicho acero para forja muestren excelentes características de fatiga y se muestren como particularmente apropiadas para partes forjadas de gran tamaño tal como cigüeñales para barcos y embarcaciones.

10

Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es una gráfica que muestra la relación entre \sqrt{A} de las inclusiones en la superficie de la fractura y la proporción de límite de resistencia.

20

La Figura 2 es una gráfica que muestra la relación entre la concentración de Mg disuelto en el acero y la proporción de límite de resistencia.

La Figura 3 es una gráfica que muestra el efecto de la concentración de (MgO + Al₂O₃) en los óxidos y la concentración de Mg en los óxidos aportar a la proporción de límite de resistencia.

La Figura 4 es una gráfica que muestra el efecto que la concentración de Al disuelto del acero aporta a la concentración de Mg disuelto del acero, en relación con la concentración de MgO de la escoria.

25

La Figura 5 es una gráfica que muestra el efecto que la concentración de Al del acero y la concentración de MgO de la escoria superior aportan a la proporción de límite de resistencia.

La Figura 6 es una gráfica que muestra la relación entre la concentración total de Mg del acero y la proporción de límite de resistencia.

Mejor modo de llevar a cabo la invención

30

Bajo las circunstancias anteriormente mencionadas, los inventores de la presente invención han desarrollado estudios desde varios ángulos, al tiempo que establecen el objetivo final en la mejora de las características de fatiga de las partes forjadas que se someten a uso en condiciones de entornos agresivos. En particular, los lingotes de acero de gran tamaño (por ejemplo, de un tamaño mayor que 20 toneladas) en los cuales resulta difícil conseguir el nivel deseado de resistencia a la fatiga requerido por los inventores para avanzar en los estudios desde un ángulo diferente al anterior.

35

Como resultado de los estudios, resulta evidente que la reducción de la resistencia a la fatiga está provocada por inclusiones bastas y de gran tamaño que consisten principalmente en MgS, y la creación de inclusiones bastas y de gran tamaño depende mucho de la concentración de Mg disuelto y de la concentración de Al disuelto. También se ha encontrado que la creación de inclusiones bastas y de gran tamaño anteriormente mencionadas se puede evitar si se controlan la concentración de Mg disuelto y la concentración de Al disuelto dentro de manera que se encuentren dentro de un determinado intervalo prescrito, descubrimiento que da paso a los logros de la presente invención.

45

Los inventores también han estudiado lingotes de acero de pequeño tamaño (20 kgs) y lingotes de acero de gran tamaño (20 toneladas) para darse cuenta de que la concentración de Mg disuelto y la concentración de Al disuelto del acero contribuyen de manera decisiva en la composición de los óxidos, independientemente del tamaño de los lingotes de acero. También resulta evidente que el control de estas concentraciones de manera que se encuentren dentro de un intervalo apropiado, se puede evitar la creación de inclusiones que presentan tendencia a crear de forma basta y adopta gran tamaño, tal como Al₂O₃ y CaO · Al₂O₃, y a su vez, se puede controlar la composición de manera que se forme un óxido que contenga MgO que se encuentre menos sometido a coalescencia.

50

También resulta evidente que con el fin de controlar la concentración de Mg disuelto en el acero de manera que se encuentre dentro de un intervalo apropiado, resulta suficiente controlar la concentración de MgO en la escoria superior y la concentración de Al en el acero fundido, respectivamente, de forma que se encuentren en un nivel apropiado.

55

El método de fabricación de acuerdo con la presente invención establece el punto clave de que, en la etapa de procesado de acero fundido, es preciso ajustar de manera apropiada la concentración de MgO en la escoria superior y la concentración de Al en el acero fundido. A continuación se aporta la explicación del efecto funcional de la presente invención, al tiempo que también se aporta la explicación de los procedimientos fundamentales de la etapa de procesado de acero fundido.

60

En el procesado de acero fundido, en primer lugar se introduce la materia prima en un horno eléctrico para el calentamiento y la fusión, y después de esto, se llevan a cabo la descarburación y la desfosforilación mediante

65

soplado con oxígeno, inyectándose oxígeno a partir de una lanza. Tras completa el soplado con oxígeno, se transfiere el acero fundido a una cuchara de colada para el procesado del acero fundido por medio de un aparato de procesado de acero fundido tal como un LF (Horno de Cuchara de Colada). Antes del procesado de acero fundido, se añaden los materiales de escoria (agentes de formación de escoria) que incluyen CaO, MgO, Al₂O₃, etc., sobre la superficie del acero fundido, con una proporción de mezcla pre-determinada y mezclado en masa fundida, para dar lugar a la formación de una escoria (escoria superior) sobre la superficie del acero fundido.

En dicho procesado de acero fundido, se agita el acero fundido por medio de agitación con gas de soplado inferior u otros medios para provocar el ajuste de la temperatura y de las composiciones principales, al tiempo que se agita, y también para llevar a cabo la desoxidación, desulfuración y otro procesado mediante la adición de un agente desoxidante al acero fundido. Además, si resulta necesario, se aplica el procesado de desgasificación de vacío al acero fundido por medio de un equipamiento de desgasificación con tapa, un equipamiento de desgasificación de tanque, un equipamiento de desgasificación circulante y otro equipamiento similar (por ejemplo, un equipamiento RH), acelerando de este modo la deshidrogenación y la desulfuración del acero fundido. Cuando el acero fundido ha alcanzado un nivel prescrito con respecto a composición, temperatura y pureza, el procesado de acero fundido queda completado, abriendo la compuerta para la colada de los lingotes de acero por medio del proceso de colada de con vertido desde la parte superior y el proceso de colada con vertido desde la parte inferior.

A continuación, los lingotes de acero obtenidos a partir del proceso de colada anterior se someten a forja en caliente para dar lugar a barras redondeadas y otras formas de los productos intermedios. Tras la forja, estos productos intermedios atraviesan una inspección durante el proceso para evaluar la composición, defectos y pureza antes de ser colocados de nuevo en la forja en caliente para proceder con el forjado de cigüeñales de tipo sólido, articulaciones y otras configuraciones de producto de gran tamaño. De manera satisfactoria, se aporta un tratamiento térmico a los productos forjados según se requiera para las características particulares de cada producto y se someten a acabado por medio de labrado para dar lugar a los productos finales.

Los procedimientos más precisos para la producción de cigüeñales de tipo sólido a partir del lingote anterior se pueden representar bien por medio de los siguientes procesos. Es decir, se saca el lingote de acero tras la solidificación del molde de colada y se calienta hasta una temperatura de 1150 °C o más. A continuación, se conforma el lingote por medio de forjado en caliente con una proporción de forjado de 3 para dar lugar a una configuración de barra redondeada o de barra escalonada. En este lingote de acero para forja, se puede llevar a cabo la compresión de los defectos inherentes del lingote mediante la aplicación de compresión al lingote en la dirección de la altura seguida de forjado prolongado posterior hasta una longitud prescrita. Tras el forjado en caliente, el lingote se somete a procesado para dar lugar a la configuración de cigüeñal de tipo sólido. En el forjado para formar el cigüeñal de tipo sólido, se puede someter a forjado la parte de la cigüeña bien una a una o bien una pluralidad de cigüeñas al mismo tiempo mediante la colocación de toda la unidad del cigüeñal en un molde. Tras el forjado, se terminan el cigüeñal por medio de labrado de manera que quede completo en forma de cigüeñal de tipo sólido con las dimensiones que se hayan prescrito. También se puede llevar a la práctica un proceso a través del cual se somete el lingote a forjado en caliente para dar una configuración escalonada y además para dar lugar a un cigüeñal de tipo sólido por medio de labrado.

El método de acuerdo con la presente invención es para controlar de forma apropiada las condiciones de fabricación especialmente en el procesado de acero fundido. El método es también para controlar el Mg disuelto y el Al disuelto, manteniendo la composición de la escoria superior y la concentración de Al añadido en forma de oxidante dentro de unos intervalos apropiados. El control de las concentraciones de Mg disuelto y Al disuelto de forma que se encuentren dentro de intervalos apropiados respectivamente hace posible que los óxidos creados durante el procesado de acero fundido y la colada regulada de forma apropiada por medio de la composición sean dispersables de forma sencilla y fina y, de forma eventual, permite refinar las inclusiones del producto tras el forjado en caliente y dotar al producto final de una resistencia a la fatiga mucho mejor. En lo sucesivo, se aporta una explicación sobre los requisitos respectivos prescritos en la presente invención.

Se determinar en el método de acuerdo con la presente invención que la concentración de MgO en la escoria superior del procesado de acero fundido anterior debe mantenerse en 5 % o más y que la concentración de Al en el acero fundido debe ajustarse de forma que la concentración de Al disuelto en el acero puede permanecer en 50-500 ppm. Satisfaciendo estos requisitos, es posible controlar la concentración de Mg disuelto del acero de forma que se mantenga en 0,04-5 ppm (véase Figuras 4 y 5), incluso si la aleación que contiene Mg no se añade directamente al acero fundido. Normalmente, la escoria superior presenta CaO-Al₂O₃-MgO-CaF₂ como composición principal, y la concentración de MgO anterior indica la proporción frente a toda la composición anterior.

En el caso de añadir directamente la aleación de Mg al acero fundido, existe la probabilidad de formar una zona local en la que se observa que la concentración de Mg es elevada, en la cuchara de colada de acero fundido, aunque durante un corto período de tiempo, y crear sulfuro basto y de gran tamaño tal como MgS. Si dicho sulfuro basto y de gran tamaño experimenta coagulación junto con otras inclusiones y permanecen en el producto, la resistencia a la fatiga de las partes forjadas podría verse notablemente deteriorada.

Si la concentración de Al disuelto del acero se hace menor que 50 ppm, aumenta la cantidad de oxígeno disuelto y aumenta la cristalización del óxido durante la solidificación en número de piezas, dando lugar a empeoramiento de la pureza. De igual forma, cuando la concentración de Al es mayor que 500 ppm, la concentración de oxígeno disuelto disminuye y, al mismo tiempo, la concentración de Mg disuelto aumenta hasta un nivel tan elevado como 5 ppm (más adelante se abordan más detalles).

Con el fin de controlar la concentración de Al disuelto del acero para que se mantenga dentro del intervalo indicado anteriormente, es necesario analizar la concentración de Al del acero fundido y llegar a comprender las relaciones existentes entre la concentración de Al del acero fundido y la concentración de Al del acero. En base al conocimiento, se puede llevar a cabo la adición de Al o de aleación de Al sobre al acero fundido de forma que la concentración final de Al disuelto del acero se encuentre dentro del intervalo de 50-500 ppm (de forma que la concentración final de Al del acero fundido pueda llegar a ser un valor de concentración que se corresponda con el anterior).

El acero para forja obtenido por medio del método anterior presenta la concentración de Mg disuelto en el acero dentro del intervalo de 0,04-5 ppm, y en este intervalo, la mayoría de los productos de desoxidación que existen en el acero se convierten en espinela u otro óxido que contiene MgO que contribuye a un aumento importante de la resistencia a la fatiga del acero (véase Figs. 2 y 4). Por el contrario, si la concentración de Mg disuelto en el acero para forja es menor que 0,04 ppm, la composición de las inclusiones se hace rica en Al_2O_3 , dando lugar a la presencia de un fenómeno de solidificación y coalescencia. También, si la concentración de Mg disuelto en el acero para forja es mayor que 5 ppm, se generan MgS, MgO, etc., durante la solidificación en una gran cantidad, dando lugar a que estos compuestos crecen hasta convertirse en inclusiones bastas y de gran tamaño que provocan la degradación de la pureza.

Como se ha mencionado anteriormente, por medio del control de la concentración de Mg disuelto en el acero de forma que se mantenga dentro de un intervalo apropiado, la proporción de límite de resistencia (resistencia a la fatiga σ_w / resistencia a la tracción σ_B), a la cual se hace referencia más adelante, para es para mostrar dichas características excelentes de fatiga tal como 0,42 o más. El intervalo preferido de concentración de este Mg disuelto es de aproximadamente 0,1-2 ppm, y mediante el control de este intervalo, se pueden exhibir características de fatiga más excelentes (0,44 o más expresadas por medio de la proporción de límite de resistencia anterior).

De manera inesperada, generalmente el método en húmedo se adoptó para analizar la concentración de Al y la concentración de Mg, pero debido a que el método en húmedo no puede evitar la disolución completa de los óxidos y sulfuros, resulta difícil determinar de forma precisa la concentración de Al o Mg que se disuelve en forma de átomos en el acero. Para determinar la concentración de óxidos excluyendo Al, existe un método para usar Al soluble (Al sol.). Sin embargo, incluso no puede decirse que este método de "Al sol." sea perfecto para determinar la concentración exacta de Al disuelto, debido a que no se puede hacer caso omiso a la elución de Al a partir de CaO- Al_2O_3 u otros óxidos. Por tanto, desde el punto de vista que el equilibrio termodinámico entre un elemento disuelto y un óxido es muy importante, la presente invención ha adoptado SIMS (Espectrometría de Masas de Ión Secundario) como método de medición preciso de los elementos disueltos (la "concentración de Al disuelto" y la "concentración de Mg disuelto").

Con respecto al acero para forja de acuerdo con la presente invención, las inclusiones de la familia de óxidos presentes en el acero deben presentar composiciones medias que sean capaces de satisfacer las siguientes fórmulas (1) y (2) (en referencia a la Fig. 3).

$$[MgO] + [Al_2O_3] \geq 40 \% \quad (1)$$

$$[MgO] \geq 5 \% \quad (2)$$

en la que $[MgO]$ y $[Al_2O_3]$ indican respectivamente las cantidades presentes (% en masa) de MgO y Al_2O_3 .

Las inclusiones, cuando presentan la composición de la familia de óxidos que conformas las fórmulas (1) y (2) anteriores, producen óxidos que contienen MgO tales como espinelas, MgO, etc. Debido a que estos óxidos que tienen MgO presentan una humectabilidad mejor con acero fundido en comparación con Al_2O_3 , se hace posible evitar los fenómenos de coagulación y coalescencia que tienen lugar en las inclusiones y por tanto evitar la formación de inclusiones bastas y de gran tamaño que es probable que causen deterioro de las características de fatiga del acero.

Con respecto al acero para forja de acuerdo con la presente invención, asumiendo que el área de corte transversal de las inclusiones de la familia de óxidos presentes en el material de acero es A (μm^2), es preferible que el valor medio de \sqrt{A} sea de 160 μm o menor (véase Fig. 1). Si se puede satisfacer este tipo de requisitos, es posible mantener la inclusión, que con frecuencia se convierte en el punto de partida para la destrucción del acero, con un tamaño pequeño lo que da lugar a una mejor resistencia a la fatiga y a tenacidad de los productos finales (partes forjadas). Como contrapartida, la existencia de sulfuros bastos y de gran tamaño u óxidos bastos y de gran tamaño resulta no deseable desde el punto de la mejora de la resistencia a la fatiga (referencia a la Fig. 2).

La presente invención se caracteriza, como se ha descrito anteriormente, por que se aplica un ajuste del componente del acero fundido con vistas al refinado de la inclusión del acero. No obstante, con el fin de materializar el hecho de que el cigüeñal, por ejemplo, o cualquier otro producto presente la resistencia y tenacidad deseadas y además la resistencia a la fatiga mejorada que se establece como objetivo final de la presente invención, resulta deseable que el material de acero satisfaga la composición básica que se muestra a continuación.

[C: 0,2-1,0 %]

C es el elemento que contribuye a la mejora de la resistencia, y para garantizar suficiente resistencia debería estar presente en 0,2 % o más, preferentemente en 0,3 % o más, o más preferentemente en 0,36 % o más. No obstante, si la cantidad de C es excesiva, tiende a deteriorarse la tenacidad, de manera que C debería mantenerse en 1,0 % o menos, preferentemente en 0,5 % o menos, o más preferentemente en 0,45 % o menos.

[Si: 0,05-0,6 %]

Si también funcional como elemento mejorador de la resistencia y para garantizar resistencia suficiente debería estar presente en 0,05 % o más, preferentemente en 0,1 % o más, o más preferentemente en 0,2 % o más. No obstante, si la cantidad de Si es excesiva, la segregación con forma de V invertida tiende a ser intensa, lo que hace difícil la obtención de lingotes de acero limpios, de manera que Si debe mantenerse en 0,6 % o menos, o preferentemente en 0,4 % o menos.

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

Mn es otro elemento mejorador de la resistencia además de templabilidad de refuerzo, y para garantizar suficiente resistencia y templabilidad debería estar presente en 0,2 % o más, preferentemente en 0,4 % o más, o más preferentemente en 0,9 % o más. No obstante, si la cantidad de Mn es excesiva, la segregación en V invertida tiende a favorecerse, de forma que es necesario que Mn se mantenga en 1,5 % o menos, preferentemente en 1,2 % o menos, o más preferentemente en 1,1 % o menos.

[Ni: 4 % o menos (no incluye 0 %)]

Ni es útil como elemento para mejorar la tenacidad pero, debido a que una cantidad excesiva de Ni obliga a un aumento de coste, el Ni debería mantenerse en 4 % o menos o preferentemente en 2 % o menos.

[Cr: 0,5-4 %]

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 0,5 % o más, preferentemente en 0,9 % o más, o más preferentemente en 1,5 % o más. No obstante, si la cantidad de Cr es excesiva, tiende a favorecerse el hecho de que la segregación con forma de V invertida se haga más intensa, siendo difícil obtener lingotes de acero limpios, de manera que Cr debería mantenerse en 4 % o menos, o preferentemente en 2,5 % o menos.

[Mo: 0,1-1,5 %]

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 0,15 % o más, o más preferentemente en 0,20 % 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, la cantidad de Mo debería mantenerse en 1,5 % o menos.

[V: 0,005-0,3 %]

El V es eficaz para una mejor precipitación y refinado estructural, y también es útil para el refuerzo de la resistencia. Para la exhibición eficaz de estas funciones, V debería estar presente en 0,005 % o más. Pero si la cantidad de V es excesiva, los efectos anteriores se vuelven saturados dando lugar a que económicamente resulten inútiles. Por tanto, V debe mantenerse en 0,3 % o menos, o preferentemente en 0,15 % o menos.

La composición básica del acero para forja de acuerdo con la presente invención es como se ha mostrado en los párrafos anteriores. La parte restante no cubierta por la composición es virtualmente Fe, pero también queda permitido, por supuesto, que exista una ligera cantidad de impurezas inevitables en el acero para forja.

La presente invención incluye partes forjadas o productos disponibles a partir del uso del acero para forja de la presente invención, aunque no se proporciona limitación como el método de fabricación de estas partes o productos. Por ejemplo, se pueden implementar los siguientes procesos según el orden descrito: sintetizar el acero en estado fundido con un horno eléctrico para preparar acero con la composición deseada → proceso de desgasificación por medio de refinado a vacío para retirar S y otros elementos de impurezas y O y otros contenidos de gas → proceso de fabricación del lingote → calentamiento del lingote y proceso de forja → inspección durante el proceso,

calentamiento y forja para dar lugar a la configuración de producto → templado de homogeneización y proceso de endurecimiento → proceso de labrado y acabado.

5 En particular cuando se fabrica un cigüeñal como parte forjada, la fabricación del mismo como estructura sólida resulta favorable ya que permite que la capa de superficie del eje sea ocupada por la parte de elevada pureza y que adquiera excelentes características en cuanto a resistencia y fatiga. En este caso, el método de fabricación del cigüeñal de tipo sólido no se encuentra particularmente limitado, pero resulta recomendable fabricar el cigüeñal a partir de los métodos de forja siguientes de R.R. y R.T. (en los que el proceso de forja se lleva a cabo en un estado en el que el centro del eje del lingote se encuentra en consonancia con el centro del eje del cigüeñal y también que la parte que se estima, mediante segregación del centro, como la posible causante de las características pueda integrar todo el centro del eje del cigüeñal de manera unificada).

10 Como otro método de procesamiento de forja, también se puede fabricar el cigüeñal por medio del método de forja libre (el brazo del cigüeñal y la muñequilla del cigüeñal se fabrican como un bloque unificado por medio de forja, y la conformación de la configuración del cigüeñal se lleva a cabo mediante corte con gas y labrado).

15 El acero para forja de la presente invención muestra unas características de fatiga excelentes debido a que sus inclusiones son extremadamente refinadas. Por tanto, resulta eficaz su utilización como material para la formación por forja de ejes de intermedios marinos, ejes roscados marinos, cigüeñas para cigüeñales de tipo ensamblaje, tanques de presión, artículos huecos y otros productos de elevada resistencia, así como cigüeñales.

20 En lo sucesivo, se presentan algunas realizaciones para una explicación más concreta de la presente invención. En la naturaleza del caso, la presente invención no se encuentra limitada a las realizaciones en modo alguno, sino que se puede poner en práctica con las modificaciones apropiadas con tal de que dichas modificaciones se encuentren dentro del alcance que conforma el interés que se menciona anteriormente y a continuación en la presente memoria. Todas las citadas modificaciones deben ser consideradas como una parte integral del alcance técnico de la presente invención como se aporta en las reivindicaciones.

30 Realización

30 En un horno eléctrico, se fundieron 20-100 toneladas de material de chatarra y se extrajeron para llenar la cuchara de colada. Posteriormente, se añadieron agentes de formación de escoria, tal como CaO, Al₂O₃ y MgO al horno de acero fundido para completar la formación de una escoria superior en la composición prescrita. Después de esto, usando el equipamiento de refinado de tipo calentamiento en cuchara de colada con un agitador de soplado en la parte inferior, se llevó a cabo el procesamiento de acero fundido. En este procesamiento de acero fundido, se añadió Al para desoxidar el acero fundido, y por medio del procesamiento de vacío con el equipamiento de desgasificación con tapa, se llevó a cabo la deshidrogenación. Durante el curso del procesamiento de acero fundido, se llevó a cabo la toma de muestra de acero fundido en el momento apropiado para la medición de la concentración de Al en el acero fundido, y se alimentó Al adicional como parte necesaria para mantener al concentración de Al siempre dentro del intervalo prescrito.

40 A este respecto, es necesario obtener una comprensión de los experimentos preliminares relativos al modo en el que la concentración de Al disuelto de material de acero medida por medio de espectrometría de masas de ión secundario (SIMS) se corresponde con la concentración de Al del acero fundido medida por medio de análisis rápido con el equipamiento de análisis de emisión. Teniendo presente el conocimiento anterior, se llevó a cabo el control de la concentración de Al disuelto en el material de acero de forma que la concentración de Al anterior pueda permanecer dentro de un intervalo prescrito.

50 Tras el procesamiento de acero fundido, se tomaron las muestras a partir de la escoria superior, y al mismo tiempo, se colaron los lingotes (20 toneladas y 50 toneladas) por medio del proceso de colada en la parte inferior. Tras completar la solidificación se sacaron los lingotes del molde de colada y se les sometió a forja en caliente a una temperatura de 1.150 °C o más; de este modo, a partir de lingotes de 20 toneladas, se terminó un producto forjado en caliente, de tipo barra redondeada y que presentó un diámetro de 400-500 mm, y a partir de lingotes de 50 toneladas, se terminó un producto forjado en caliente, de tipo barra redondeada y con un diámetro de 500-600 mm.

55 Se llevó a cabo el análisis químico de cada muestra de material forjado para conocer la composición química. De igual forma, se sometió cada muestra de la escoria superior a análisis de espectro de emisión por ICP para el examen de la concentración de MgO. La Tabla 1 que se muestra a continuación recoge los resultados de estos análisis y del examen, incluyéndose también las concentraciones de Al en el acero fundido.

60

Tabla 1

Nº. de acero	Masa	Composición química (% en masa)											Concentración de MgO en la escoria (% en masa)	Concentración de Al en el acero fundido (% en masa)
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V			
1	20 toneladas	0,40	0,25	1,02	0,009	0,002	0,03	0,21	1,99	0,25	0,09	15	200	
2	20 toneladas	0,40	0,29	1,00	0,009	0,001	0,03	0,20	0,95	0,24	0,08	11	360	
3	50 toneladas	0,43	0,18	0,74	0,006	0,002	0,04	0,72	1,13	0,27	0,09	10	110	
4	20 toneladas	0,40	0,25	1,01	0,011	0,002	0,03	0,21	1,98	0,25	0,10	13	430	
5	20 toneladas	0,4	0,24	0,99	0,009	0,001	0,03	0,20	1,98	0,25	0,10	13	460	
6	20 toneladas	0,41	0,22	1,00	0,010	0,002	0,03	0,21	1,95	0,26	0,11	18	350	
7	20 toneladas	0,35	0,22	0,87	0,011	0,003	0,04	1,61	1,60	0,51	0,16	21	320	
8	20 toneladas	0,40	0,22	0,98	0,006	0,003	0,03	0,19	1,98	0,23	0,06	17	200	
9	20 toneladas	0,40	0,24	0,99	0,008	0,002	0,02	0,22	1,98	0,24	0,10	20	290	
10	20 toneladas	0,39	0,45	1,11	0,004	0,002	0,03	0,19	1,95	0,25	0,10	6	80	
11	50 toneladas	0,45	0,30	1,00	0,010	0,003	0,01	0,75	1,60	0,18	0,10	15	560	
12	20 toneladas	0,46	0,27	0,80	0,008	0,008	0,03	0,21	0,24	0,06	0,01	11	10	
13	20 toneladas	0,41	0,29	1,02	0,007	0,003	0,03	0,22	2,01	0,25	0,05	6	50	
14	20 toneladas	0,40	0,23	1,11	0,003	0,002	0,02	0,21	2,02	0,26	0,10	3	210	
15	20 toneladas	0,45	0,26	0,80	0,007	0,005	0,02	0,16	0,17	0,06	0,01	1	330	
16	20 toneladas	0,36	0,30	1,20	0,04	0,004	0,03	0,30	1,90	0,25	0,11	3	320	
17	20 toneladas	0,40	0,26	1,02	0,003	0,002	0,03	0,22	1,94	0,25	0,10	12	580	

Al tiempo que se comprobaron la concentración de Mg disuelto y la concentración de Al disuelto en los lingotes respectivamente, también se llevaron a cabo la composición de las inclusiones de las partes forjadas, los ensayos de fatiga y la medición del tamaño de las inclusiones por medio de los métodos anteriormente mencionados. Al mismo tiempo, también se llevaron a cabo exámenes de las concentraciones de Mg total en el acero por medio de espectrometría de masas de ICP (Método de ICP-MS).

[Medición de la concentración de Mg disuelto y de la concentración de Al disuelto en el acero]

Se molieron las muestras tomadas a partir de los lingotes y se introdujeron en un espectrómetro de masas de ión secundario ("ims5f" fabricado por CAMECA); posteriormente, con respecto a cada muestra, se llevó a cabo la observación de las imágenes de ión secundario de Mg y Al en la zona de 500 x 500 (μm^2); concretamente, dentro de la citada zona, se escogieron tres ubicaciones en las que Mg y Al no estaban aumentadas para llevar a cabo el análisis en profundidad. En este caso, la fuente de ión principal fue O^{2+} . Si la distribución en profundidad de la concentración fue uniforme, se tomó ese valor uniforme como concentración en estado disuelto. Si se encuentran algunas inclusiones en el curso del análisis en profundidad, la concentración muestra una fluctuación grande. En tal caso, se llevaron a cabo los análisis a una profundidad mayor a la cual no se encontró inclusión alguna, y cuando la distribución de concentración alcanzó una tasa constante, se tomó el valor de concentración en ese momento como concentración disuelta. De manera adicional, con respecto al método de determinación cuantitativa de la concentración, se midió el hierro puro en cuyo interior se habían inyectado ^{24}Mg (150 eV, 1×10^{14} átomos/ cm^2) y ^{27}Al (200 keV, 1×10^{14} átomos/ cm^2) como muestra de ensayo estándar y se usó el coeficiente de sensibilidad relativa a partir del mismo para medir la concentración atómica.

[Análisis de la composición de las inclusiones]

Se cortaron las muestras a partir de la parte central en el punto que correspondía a la parte inferior del lingote de la barra redondeada tras al forja, y se usaron dichas muestras para el análisis de composición de las inclusiones por medio de EPMA. A la conclusión del análisis, se recogieron de forma aleatoria 50 piezas o más de inclusiones para cada muestra para el análisis de composición, expresándose el resultado en valores medios.

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

Con respecto a la barra redondeada tras la forja, se cortó una muestra de ensayo suave a partir de la parte central en el punto que correspondía a la parte inferior del lingote con un tamaño de 10 mm de diámetro en la dirección de radio de la barra y 30 mm de longitud, y se sometió la muestra de ensayo al ensayo de fatiga en las siguientes condiciones. Se usó otra muestra de ensayo obtenida a partir de la misma ubicación que la primera muestra de ensayo para llevar a cabo el ensayo de tracción a temperatura normal. Como índice de límite de fatiga, se midió la proporción de límite de resistencia (resistencia de fatiga σ_W / resistencia a la tracción σ_B).

Método de ensayo : ensayo de fatiga por flexión rotatoria (proporción de esfuerzo = -1, revoluciones: 3600 rpm)

Método de evaluación de la resistencia a la fatiga: método de diferencia

Esfuerzo de diferencia: 20 MPa

Esfuerzo inicial: 300 MPa

Número de muestras de ensayo: 5 piezas cada una

Resistencia al fatiga de cada muestra: = (Esfuerzo de ruptura) -

(Esfuerzo de diferencia)

Tras el ensayo de fatiga, se observó la superficie de fractura por fatiga mediante microscopio de barrido electrónico (SEM) y se midieron los tamaños de las inclusiones existentes en el punto de partida de la superficie de fractura por fatiga para encontrar el área de corte transversal de las inclusiones a la mitad de energía como \sqrt{A} . Al mismo tiempo, también se llevó a cabo el examen de la existencia o ausencia de inclusiones bastas y de gran tamaño presentes en MgS.

La Tabla 2 siguiente muestra estos resultados. Los aceros Nos. 1-11 cumplen con los requisitos que se explican en la presente invención. Es evidente que se obtiene una proporción de límite de resistencia excelente (σ_W/σ_B es de 0,42 o más) debido a las numerosas inclusiones refinadas. Por el contrario, es evidente que los aceros Nos. 12-17, que carecen de algunos de los requisitos de la presente invención, fallan a la hora de lograr el refinado de las inclusiones y sobre el hecho de permanecer únicamente en baja cantidad en la proporción de límite de resistencia (σ_W/σ_B es de 0,40 o menos).

Tabla 2

Ace ro N°.	Concen tración de Mg disuelto en el acero (ppm en masa)	Concen tración de Al disuelto en el acero (ppm en masa)	Concen tración de Mg total en el acero (ppm en masa)	Existencia o Ausencia de Sulfuro Basto y de Gran Tamaño presente en MgS	Composición del óxido en las partes forjadas (% en masa)						Resist. a la fatiga σ_w (MPa)	Resist. a la tracción σ_w (MPa)	Prop. de limite de durabilidad (σ_w/σ_B)
					MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	Total	MgO + Al ₂ O ₃			
1	0,59	180	3	No	23	75	0,5	1	99,0	98	540	1080	0,500
2	0,50	306	5	No	68	23	0,9	7	99,0	91	400	825	0,485
3	0,38	89	4	No	22	50	0,5	26	98,5	72	380	792	0,480
4	1,20	370	10	No	40	31	0,4	23	94,4	71	420	877	0,479
5	1,90	420	3	No	35	33	1,0	30	99,0	68	500	1055	0,474
6	0,67	310	17	No	79	13	0,3	6	98,4	92	480	1043	0,460
7	0,89	270	1	No	12	64	1,0	18	95,0	76	480	1060	0,453
8	0,45	146	3	No	17	57	1,5	23	98,5	74	420	929	0,452
9	0,15	220	1	No	11	80	0,3	4	95,3	91	400	889	0,450
10	0,05	60	1	No	5,5	45	6,0	42	98,5	51	420	977	0,430
11	4,55	480	8	No	81,5	8	0,2	10	99,7	90	400	937	0,427
12	0,01	6	1	No	9	22	30	29	89,8	32	340	850	0,400
13	0,02	35	1	No	12	24	29	29	93,4	36	360	960	0,321
14	0,03	180	3	No	2	94	1	2	99,1	96	360	1029	0,375
15	0,02	290	15	No	1,1	95	0,5	0,5	97,1	96	340	1059	0,350
16	10	150	25	Si	5,4	40	2,5	0,3	96,8	94	380	1050	0,362
17	29	510	31	Si	80	0	3,8	0,6	84,7	80	340	942	0,361

Basándose en los resultados mostrados anteriormente, la relación entre \sqrt{A} de las inclusiones en la superficie de fractura y la proporción de límite de resistencia se muestra en la Fig. 1. El gráfico evidencia que el refinado en el tamaño ($160 \mu\text{m}$ o menos a \sqrt{A}) de las inclusiones resulta eficaz para mejorar la proporción de límite de resistencia.

5 La Fig. 2 muestra la relación entre la concentración de Mg disuelto en el acero y la proporción de límite de resistencia. La gráfica indica que si la concentración de Mg disuelto en el acero supera un valor especificado (5 ppm en masa), se generan sulfuros bastos y de gran tamaño (MgS) que conducen a una disminución de la proporción de límite de resistencia. De igual forma, si la concentración de Mg disuelto en el acero se encuentra por debajo de un valor especificado (0,04 ppm en masa), se generan óxidos coagulativos (se hace referencia a la Tabla 2 para los
10 detalles de los óxidos), dando lugar de nuevo a una disminución de la proporción del límite de resistencia.

La Figura 3 muestra los efectos que la concentración de $(\text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3)$ y la concentración de MgO ejercen sobre la proporción de límite de resistencia. La Figura 3, sin embargo, no representa los aceros Nos. 16 y 17 para los cuales se confirmó la generación de sulfuros bastos y de gran tamaño. Como resulta evidente a partir del resultado anterior,
15 es posible garantizar una elevada proporción de límite de resistencia si la concentración de $(\text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3)$ y la concentración de MgO en los óxidos se mantienen en valores específicos o superiores respectivamente. Por el contrario, cualquier acero que haya adquirido una proporción de límite de resistencia de forma natural presenta inclusiones muy finas (se hace referencia a la Figura 1).

20 La Figura 4 es una gráfica que muestra el efecto que la concentración de Al disuelto del acero aporta a la concentración de Mg disuelto del acero. Como resulta evidente a partir de esta gráfica, se ha encontrado que si la concentración de MgO en la escoria es menor que 5 %, no se puede conseguir una concentración objetivo de Mg disuelto. De igual forma, cuando la concentración de MgO en la escoria fue 5 % o más, se consiguió la concentración objetivo de Mg disuelto mediante el control de la concentración de Al disuelto en el acero de forma
25 que se mantuviera dentro de 50-500 ppm en masa.

La Figura 5 muestra el efecto que la concentración de Al disuelto del acero y la concentración de MgO de la escoria superior ejerce sobre la proporción de límite de resistencia. A partir de este resultado, resulta evidente que se puede obtener una elevada proporción de límite de resistencia cuando la concentración de MgO en la escoria superior es
30 de 5 % en masa o más y la concentración de Al disuelto en el acero está controlada de forma que se encuentre dentro del intervalo de 50-500 ppm en masa.

La Figura 6 muestra la relación entre la concentración de Mg total en el acero y la proporción de límite de resistencia. Como resulta evidente a partir del resultado, existe únicamente una baja correlación entre la concentración de Mg total y la proporción de límite de resistencia. El resultado demuestra que el control de la concentración de Mg disuelto del acero (se hace referencia a la Figura 2) resulta altamente eficaz para la mejora de
35 la proporción de límite de resistencia.

REIVINDICACIONES

5 1. Un acero para forja que consiste en C: 0,2-1,0 % (% significa % en masa en lo sucesivo), Si: 0,05-0,6 %; Mn: 0,2-1,5 %; Ni: 4 % o menos (no incluye 0 %); Cr: 0,5-4 %; Mo: 0,1-1,5 %; y V: 0,005-0,3 %, respectivamente, y el resto es Fe e impurezas inevitables, en el que la concentración de Mg disuelto en el acero es de 0,04-5 ppm (ppm significa ppm en masa en lo sucesivo) y la concentración de Al disuelto en el acero es de 50-500 ppm, y las inclusiones de óxido presentes en el acero tienen una composición media que satisface las fórmulas siguientes (1) y (2):

10
$$\begin{aligned} & [\text{MgO}] + [\text{Al}_2\text{O}_3] \geq 40 \% && (1) \\ & [\text{MgO}] \geq 5 \% && (2) \end{aligned}$$

en la que [MgO] y [Al₂O₃] indican respectivamente los contenidos presentes (% en masa) de MgO y Al₂O₃ en las inclusiones de óxido.

15 2. El acero para forja de acuerdo con la reivindicación 1, en el que, en la definición el área de corte transversal de las inclusiones de óxido presentes en el acero como A (μm²), el valor medio de √A es de 160 μm o menos.

3. Productos forjados generados mediante el uso del acero para forja de acuerdo con la reivindicación 1 ó 2.

20 4. Los productos forjados de acuerdo con la reivindicación 3, en los que dichos productos forjados son cigüeñales sólidos.

25 5. Un método para producir acero para forja, que comprende la producción de acero para forja que satisface la composición de ingredientes de acuerdo con la reivindicación 1, que mantiene la concentración de MgO en la escoria superior en 5 % o más y al mismo tiempo que controla la concentración de Al en el acero fundido de forma que la concentración de Al disuelto del acero se mantenga en 50-500 ppm durante la etapa de procesado del acero fundido.

FIG. 1

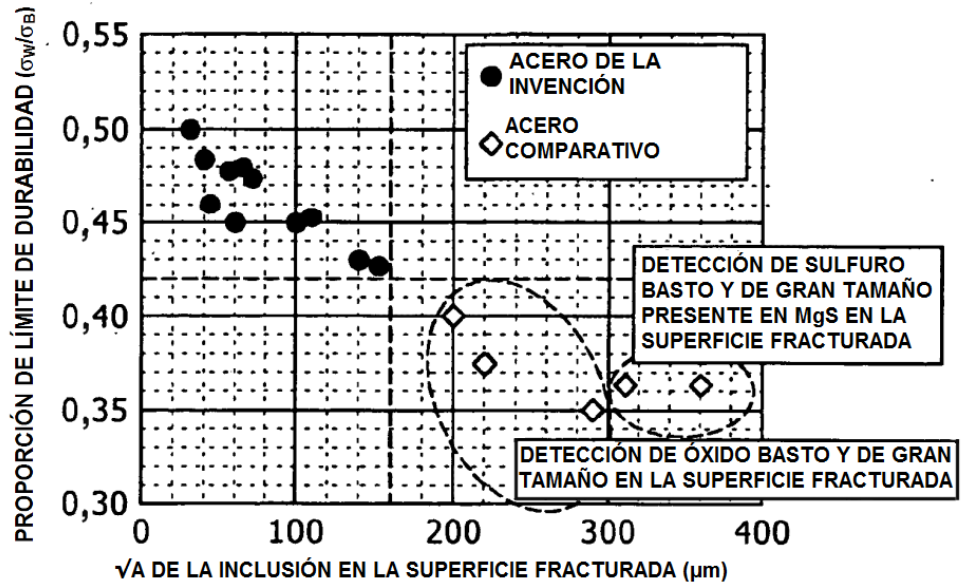


FIG. 2

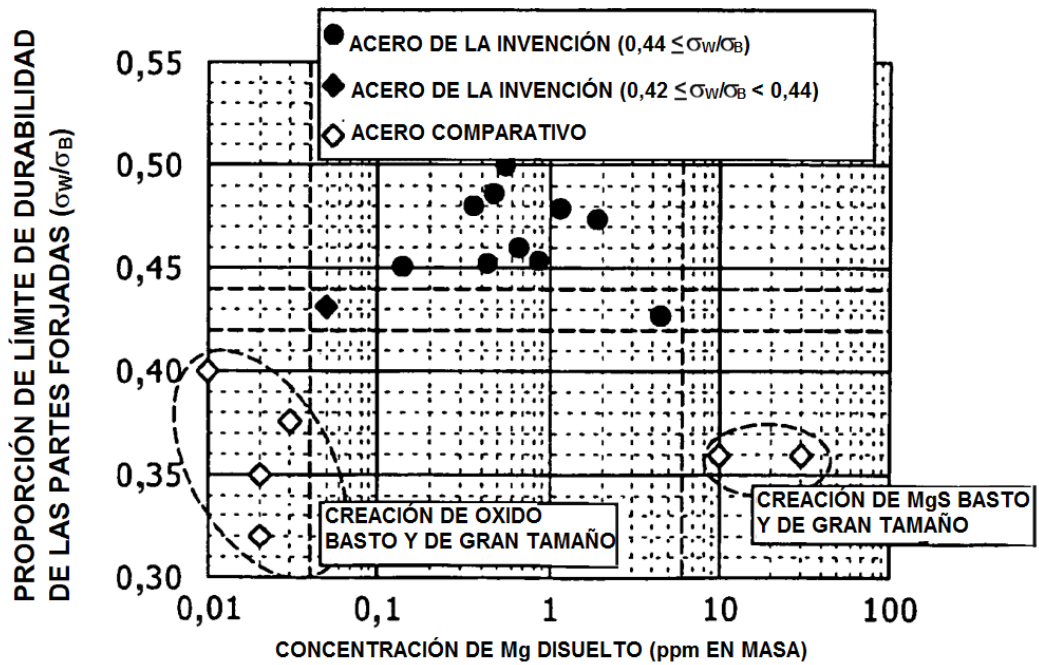


FIG. 3

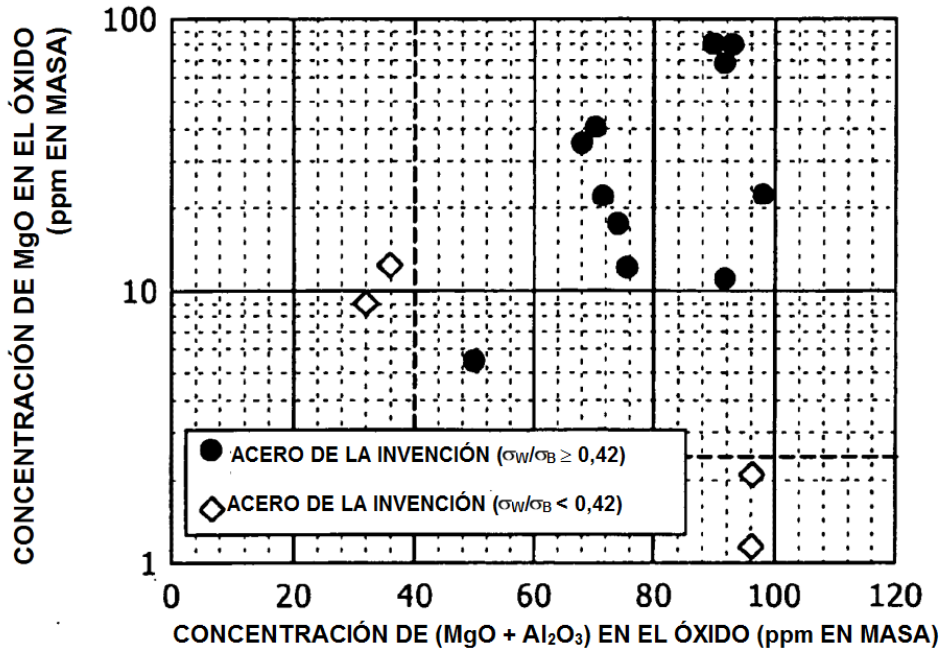


FIG. 4

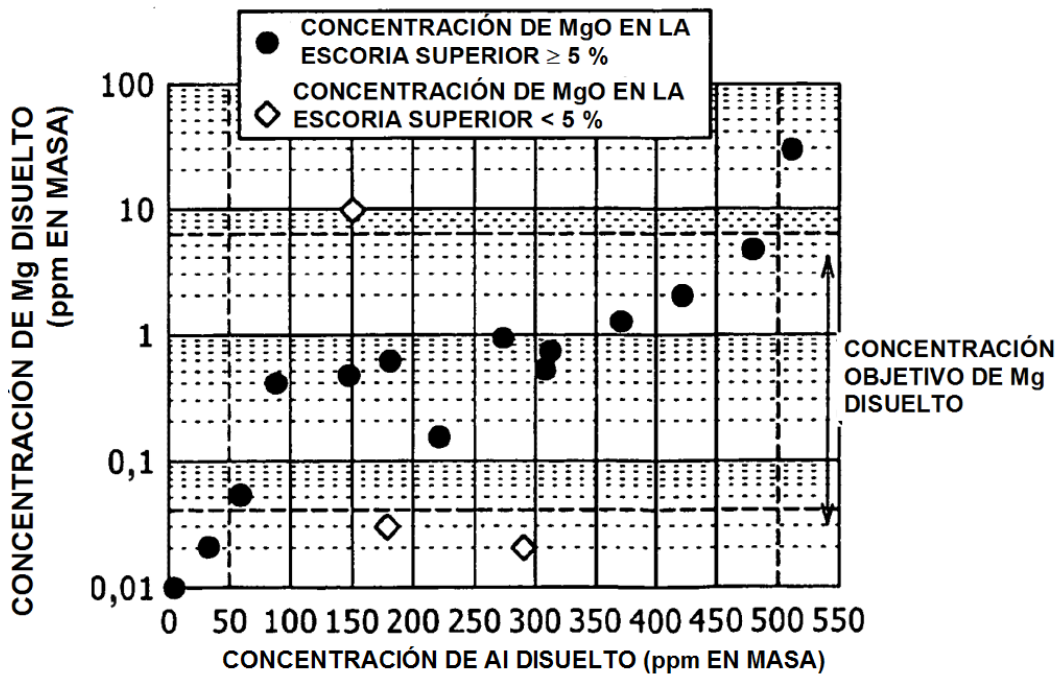


FIG. 5

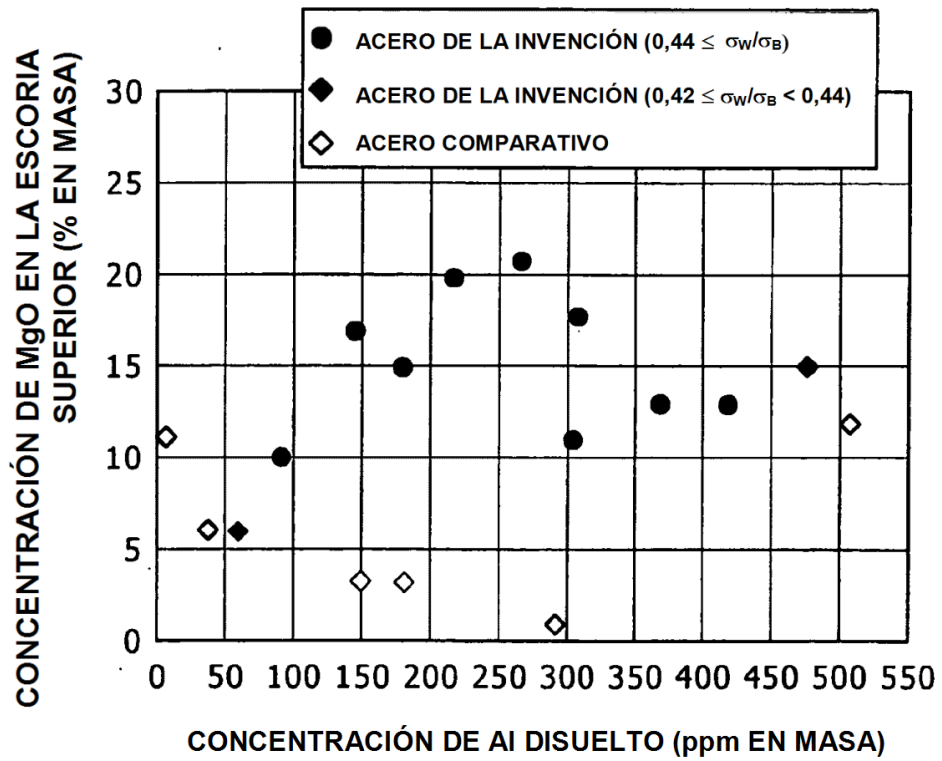


FIG. 6

