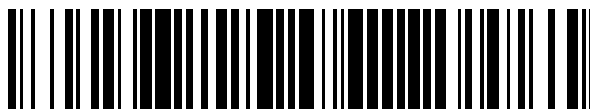


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 791 887**

51 Int. Cl.:

|                   |                             |           |
|-------------------|-----------------------------|-----------|
| <b>C21D 8/02</b>  | (2006.01) <b>C22C 38/20</b> | (2006.01) |
| <b>C21D 9/46</b>  | (2006.01) <b>C22C 38/22</b> | (2006.01) |
| <b>C22C 38/02</b> | (2006.01) <b>C22C 38/24</b> | (2006.01) |
| <b>C22C 38/04</b> | (2006.01) <b>C22C 38/26</b> | (2006.01) |
| <b>C22C 38/06</b> | (2006.01) <b>C22C 38/28</b> | (2006.01) |
| <b>C22C 38/08</b> | (2006.01) <b>C22C 38/32</b> | (2006.01) |
| <b>C22C 38/12</b> | (2006.01) <b>C22C 38/34</b> | (2006.01) |
| <b>C22C 38/14</b> | (2006.01) <b>C22C 38/38</b> | (2006.01) |
| <b>C22C 38/16</b> | (2006.01) <b>C22C 38/40</b> | (2006.01) |
| <b>C22C 38/18</b> | (2006.01) <b>C22C 38/58</b> | (2006.01) |

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **29.03.2016** **E 16162652 (8)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **25.03.2020** **EP 3225702**

54 Título: **Acero con densidad reducida y procedimiento para la fabricación de un producto plano de acero o un producto alargado de acero a partir de un acero de este tipo**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**06.11.2020**

73 Titular/es:

**DEUTSCHE EDELSTAHLWERKE SPECIALTY  
STEEL GMBH & CO. KG (100.0%)  
Auestraße 4  
58452 Witten, DE**

72 Inventor/es:

**KRULL, HANS-GÜNTER y  
VAN SOEST, FRANK**

74 Agente/Representante:

**VALLEJO LÓPEZ, Juan Pedro**

ES 2 791 887 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 con densidad reducida y procedimiento para la fabricación de un producto plano de acero o un producto alargado de acero a partir de un acero de este tipo

5 La invención se refiere a un acero con una densidad reducida como consecuencia de su alto contenido de Al y a un procedimiento para la fabricación de un producto plano o alargado a partir de un acero de este tipo.

10 Cuando en el presente texto se realizan indicaciones en "%" en relación con las instrucciones de aleación o composiciones de materiales, éstas se refieren siempre al peso. Si por el contrario se realizan indicaciones con respecto a las proporciones de determinadas partes constituyentes de estructura, éstas se refieren siempre al volumen considerado en cada caso.

15 Con "producto plano de acero" o "producto plano" se hace referencia en el presente texto a productos laminados, cuyo espesor es mucho más bajo que su longitud y su anchura. En particular, en el caso de los respectivos productos planos de acero o productos planos se trata de chapas, bandas o pletinas obtenidas de estas chapas o bandas.

20 Los términos "productos alargados de acero" o "productos alargados" se refieren por el contrario a productos obtenidos mediante conformación de un producto previo, cuya longitud es claramente mayor que su anchura y espesor, en los que sin embargo se encuentran habitualmente la anchura y el espesor en órdenes de magnitud comparables. Ejemplos típicos de productos alargados son barras, varillas, perfiles y similares.

25 En el caso de piezas de construcción altamente solicitadas de manera dinámica, tal como por ejemplo bielas para motores de combustión, es especialmente importante además de la resistencia o rigidez de la respectiva pieza de construcción su masa en movimiento.

30 Para realizar soluciones de construcción ligera económicas para tales aplicaciones, se han propuesto aceros de construcción ligera a base de hierro con altos contenidos de Al. Éstos se encuentran más allá de los contenidos de Al que están presentes en aceros en los que se añade Al en el transcurso de la generación de acero únicamente para la oxidación. Un resumen sobre aceros de este tipo lo proporcionan G. Frommeyer, E. J. Drewes and B. Engl en "Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels", Revue de Metallurgie, 97, pág. 1245-1253, oct. 2000, doi:10.1051/metal:2000110.

35 Además de molibdeno y cromo, aluminio pertenece a los elementos que presentan una acción estabilizadora de ferrita e incluso pueden suprimir completamente la modificación de austenita-ferrita.

Los materiales de acero de densidad reducida conocidos pueden clasificarse a groso modo en cuatro grupos:

40 Grupo 1: aceros con contenidos de aluminio de hasta el 25 % en peso, contenidos de carbono de hasta el 2,5 % en peso y contenidos de manganeso de hasta el 40 % en peso. Los aceros compuestos de este tipo presentan una estructura con capacidad de modificación y se usan para la fabricación de piezas de construcción generadas mediante conformación en caliente, tal como bielas o rodamientos, (R. L. Bülte, Dissertation, Untersuchung von hochaluminiumhaltigen Kohlenstoffstählen auf ihre Eignung als Wälzlagerwerkstoff, Aachen, 2008). El principio en el que se basa este grupo de material se conoce ya desde hace tiempo. Como intervalos de contenido ideales se consideran a este respecto contenidos de Al del 4,0 - 25,0 % en peso, combinados con contenidos de C del 0,20 - 2,0 % en peso, en Mn del 8,0 - 40,0 % en peso, en Si de hasta el 3,0 % en peso, en N de hasta el 1,0 % en peso y en Nb de hasta el 4,0 % en peso (documentos US 1.892.316 A, DE 12 62 613 B, DE 10 2006 030 699 A1, DE 10 2005 027 258 A1, DE 10 2010 012 718 A1).

50 Grupo 2: aceros con contenidos de aluminio de hasta el 12 % en peso así como contenidos de manganeso de hasta el 50 % en peso, para garantizar también en este caso una modificación de austenita / (ferrita, bainita, martensita). Los aceros de este tipo se usan como chapa en la construcción de carrocería, recipientes y tuberías (documentos DE 102 31 125 A1, DE 103 59 786 A1, DE 196 34 524 A1, EP 2 767 601 A1).

55 Grupo 3: aceros ferríticos con contenidos de aluminio de hasta el 23 % en peso y contenidos de cromo de hasta el 35 % en peso, para conseguir propiedades de inhibición de la corrosión durante una formación de capa de cubierta. Se usan estos aceros en el sector de la construcción de vehículos, del revestimiento de fachadas, en aparatos químicos, en motores de combustión y en sistemas de gas de escape (documentos DE 10 2009 031 576 A1, DE 100 35 489 A1, DE 10 2010 006 800 A1, DE 10 2007 047 159 A1, DE 10 2007 056 144 A1, DE 12 08 080 B, GB 2 186 886 B).

60 Grupo 4: aceros austeníticos y de múltiples fases inoxidables con hasta el 10 % en peso de aluminio, hasta el 30 % en peso de manganeso y hasta el 18 % en peso de cromo. El manganeso sirve en este caso como estabilizador de austenita frente a los elementos Al y Cr que actúan de manera estabilizadora de ferrita (documento DE 10 2005 024 029 B3, DE 10 2005 030 413 B3, DE 199 00 199 A1).

Además del estado de la técnica explicado anteriormente se conoce por el documento JP H11-350087 A un acero que debe ser estable frente a la corrosión y debe poder producirse de manera económica. Para ello, este acero está constituido (en % en peso) por del 0,01 - 3,0 % de Si, del 0,01 - 3,0 % de Mn, del 0,1 - 9,9 % de Cr, del 0,1 - 10 % de Al y como resto por hierro e impurezas inevitables, a las que pertenecen contenidos de hasta el 0,02 % de C, hasta el 0,03 % de P, hasta el 0,01 % de S y hasta el 0,02 % de N. También Ti puede estar en este acero, para mejorar la estabilidad frente a la corrosión.

Por el documento DE 25 56 076 A1 se conoce finalmente una aleación de acero con estabilidad mejorada en particular frente a la corrosión por agua de mar, que además de hierro contiene del 0,9 - 7 % en peso de Al así como al menos otra parte constituyente de aleación del grupo "Co, Mo y Ti" en una cantidad de hasta el 5 % en peso de Co, hasta el 5 % en peso de Mo y hasta el 1,5 % en peso de Ti y cantidades habituales para aceros de baja aleación de C, Mn, Si, P y S.

Los conceptos de aleación asignados al grupo 1 conducen forzosamente a la formación de una fase de hierro-aluminio-carbono, que en el lenguaje técnico se designa también como "carburo kappa". Los carburos kappa aumentan la resistencia solo de manera limitada, sin embargo empeoran las propiedades de tenacidad debido a la precipitación preferente en los límites de grano.

En el contexto del estado de la técnica explicado anteriormente, el objetivo de la invención consistía en presentar un material de densidad reducida a base de hierro, cuyas propiedades mecánicas lo hagan adecuado para un amplio espectro de aplicación en particular en el sector de la industria automovilística.

Además debía indicarse un procedimiento, con el que puedan generarse de manera segura de funcionamiento y de manera económica productos planos o alargados a partir de aceros del tipo en cuestión en este caso.

Con respecto al material, la invención ha logrado este objetivo mediante el acero indicado en la reivindicación 1.

Con respecto al procedimiento, la invención ha logrado el objetivo mencionado anteriormente debido a que en el procesamiento de los aceros de acuerdo con la invención para dar productos planos o alargados se aplican las etapas de trabajo indicadas en la reivindicación 8.

Configuraciones ventajosas de la invención están indicadas en las reivindicaciones dependientes y se explican en detalle a continuación como la idea general de la invención.

En el caso de la aleación de acuerdo con la invención se forma la resistencia necesaria de más de 500 MPa además de los elementos que consolidan el cristal mixto conocidos como, molibdeno, silicio y manganeso a través de fases de precipitación. Estas fases se precipitan predominantemente de manera intracristalina. Las fases intermetálicas que aumentan la resistencia, tal como la fase de Laves, están constituidas esencialmente por hierro, titanio y opcionalmente por molibdeno, Ni(Mn,Al,Ti), Ni<sub>2</sub>MnAl, Ni<sub>3</sub>Ti y Cu. Sin embargo también carburos finos, nitruros finos y carbonitruros finos proporcionan una contribución al nivel de resistencia.

Para realizar la disminución de la densidad mediante aleación con aluminio sin precipitación de carburo kappa, se prescindió en gran parte, en el caso del concepto de aleación de acuerdo con la invención, de una aleación con carbono y se aceptó la libertad de transformación.

Para evitar carburos, nitruros o carbonitruros gruesos, en el caso del acero de acuerdo con la invención, los contenidos de carbono y nitrógeno en lugar de esto están limitados a valores a ser posible bajos de modo que se producen en la solidificación como máximo carburos o carbonitruros aislados.

Para este fin asciende el contenido de C del acero de acuerdo con la invención a como máximo el 0,2 % en peso. De manera especialmente segura puede impedirse la producción de carburos indeseados, cuando el contenido de C asciende a menos del 0,1 % en peso, en particular a como máximo el 0,02 % en peso o como máximo el 0,01 % en peso.

Igualmente, para la evitación de la producción de nitruros, está limitado el contenido de N a como máximo el 0,020 % en peso, en particular a como máximo el 0,005 % en peso.

El contenido de Al de aceros de acuerdo con la invención asciende a del 10 - 25 % en peso.

Sin las contramedidas correspondientes se producirían a partir de un contenido de Al de más del 12 % en peso empeoramientos de las propiedades tecnológicas desde el punto de vista mecánico así como un mal comportamiento de conformación y concretamente producirían, mediante una red superpuesta que se forma en la estructura DO<sub>3</sub> (Fe<sub>3</sub>Al) o precursor, un orden de corto alcance (sistema FeAl). Este efecto puede contravirse mediante la adición suficiente de contenidos de manganeso, silicio, cromo, molibdeno, vanadio, wolframio, níquel, niobio o titanio. Para este fin prevé la invención en el caso de contenidos de Al de más del 12 % en peso de modo

que los contenidos de Cr, Mo, Mn, Si, V, W, Ni, Nb, Ti cumplan la siguiente condición:  $(\%Cr + 2*\%Mo + \%Mn + \%Si + \%V + \%W + \%Ni + \%Nb + \%Ti) > 0,05*\%Al$  con %Cr: contenido de Cr del acero, %Mo: contenido de Mo del acero, %Mn: contenido de Mn del acero, %Si: contenido de Si del acero, %V: contenido de V del acero, %W: contenido de W del acero, %Ni: contenido de Ni del acero, %Nb: contenido de Nb del acero, %Ti: contenido de Ti del acero y %Al: contenido de Al del acero.

Resulta ventajoso a este respecto que en el acero de acuerdo con la invención está presente del 0,1 - 3,5 % en peso de Si, en particular hasta el 1,5 % en peso de Si. A este respecto resulta una acción especialmente segura de la presencia de Si, cuando el contenido de Si asciende al menos al 0,20 % en peso.

Azufre puede añadirse al acero de acuerdo con la invención para la mejora de su mecanizabilidad con desprendimiento de virutas en contenidos de hasta el 0,40 % en peso, resultando acciones óptimas con contenidos de hasta el 0,28 % en peso. Para aprovechar de manera segura la influencia positiva de la presencia de S, puede fijarse el contenido de S de un acero de acuerdo con la invención en al menos el 0,01 % en peso.

Mediante la adición dirigida de hasta el 10 % en peso de Ti puede ajustarse la resistencia del material. A este respecto puede conseguirse esta acción de Ti de manera especialmente segura debido a que está presente al menos el 0,60 % en peso de Ti en el acero de acuerdo con la invención. Las acciones óptimas de Ti resultan cuando el contenido de Ti asciende al menos al 0,90 % en peso o como máximo al 2,0 % en peso.

Cromo en contenidos de hasta el 6,0 % en peso contribuye a la evitación de la red superpuesta D03 y a la solidificación de cristal mixto. Para aprovechar de manera segura las influencias favorables de Cr en el acero de acuerdo con la invención, puede fijarse el contenido de Cr en al menos el 0,30 % en peso. Acciones óptimas resultan a este respecto cuando está presente al menos el 0,50 % en peso o como máximo el 3,5 % en peso de Cr en el acero de acuerdo con la invención.

Mo en contenidos de hasta el 3,0 % en peso ayuda en la evitación de la red superpuesta D03, contribuye a la solidificación del cristal mixto y fomenta la formación de precipitaciones deseadas. Para conseguir esto de manera segura, puede fijarse el contenido de Mo en al menos el 0,1 % en peso, produciéndose acciones óptimas de la presencia de Mo en el acero de acuerdo con la invención cuando su contenido de Mo asciende al menos al 0,25 % en peso o como máximo al 2,8 % en peso.

Si V está presente en contenidos de hasta el 1,0 % en peso en el acero de acuerdo con la invención, puede evitarse igualmente la red superpuesta D03. Para conseguir esto de manera segura, puede fijarse el contenido de V en al menos el 0,10 % en peso, produciéndose acciones óptimas de la presencia de V en el acero de acuerdo con la invención, cuando su contenido de V asciende al menos al 0,20 o como máximo al 0,50 % en peso.

El wolframio en contenidos de hasta el 1,0 % en peso repercute igualmente de manera positiva en la evitación de la red superpuesta D03. Para aprovechar de manera segura las influencias favorables de W en el acero de acuerdo con la invención, puede fijarse el contenido de W en al menos el 0,20 % en peso, Acciones óptimas resultan a este respecto cuando está presente al menos el 0,40 % en peso o como máximo el 1,0 % en peso de W en el acero de acuerdo con la invención. Si debe añadirse el W como alternativa a Mo, debe añadirse, para conseguir la misma actividad, el doble de wolframio que de molibdeno.

El cobre en contenidos de hasta el 4 % en peso provoca en el acero de acuerdo con la invención que aumente la resistencia a través de las precipitaciones de cobre. Este efecto puede aprovecharse de manera segura debido a que el contenido de Cu asciende al menos al 0,5 % en peso, habiendo resultado especialmente positivos contenidos de como máximo el 3,50 % en peso. Para garantizar la capacidad de conformación en caliente, debía añadirse mediante aleación al material aproximadamente la misma cantidad de níquel.

La adición de hasta el 0,08 % en peso de boro puede suprimir en el acero de acuerdo con la invención el comportamiento de precipitación de las fases que aumentan la dureza en los límites de grano. Esto puede conseguirse de manera segura debido a que al menos el 0,0005 % en peso de B está presente en el acero de acuerdo con la invención. Los contenidos de B de más del 0,08 % en peso repercuten, por el contrario, de manera negativa en la capacidad de conformación del acero. Para evitar esto de manera segura, puede limitarse el contenido de B del acero de acuerdo con la invención en como máximo el 0,0030 % en peso.

Si Nb está presente en contenidos de hasta el 1,5 % en peso en el acero de acuerdo con la invención, contribuye Nb igualmente a la evitación de la red superpuesta D03 y se forman fases de precipitación que aumentan la resistencia. Para conseguir esto de manera segura, puede fijarse el contenido de Nb en al menos el 0,05 % en peso, produciéndose acciones óptimas de la presencia de Nb en el acero de acuerdo con la invención, cuando su contenido de Nb asciende al menos al 0,10 % en peso o como máximo al 0,30 % en peso.

La matriz de estructura del acero de acuerdo con la invención está constituida en gran parte, es decir en al menos el 85 % en volumen por ferrita, pudiendo ser especialmente favorables contenidos de ferrita más altos de al menos el 90 % en volumen.

Una proporción de austenita de hasta el 10 % en volumen en la estructura puede repercutir sin embargo igualmente de manera positiva en la tenacidad del acero. Por tanto puede ser conveniente ajustar la aleación del acero de acuerdo con la invención de modo que esté presente al menos el 2 % en volumen de austenita en la estructura del acero. Si la proporción de austenita es mayor del 10 % en volumen, esto repercute negativamente para el comportamiento de precipitación de las fases intermetálicas.

En el caso de las partes constituyentes de estructura restantes, no ocupadas por ferrita o austenita se trata de contenidos de fases intermetálicas así como proporciones de carburo, nitruro, bainita o perlita. Las proporciones de estas partes constituyentes restantes en la estructura del acero de acuerdo con la invención son sin embargo bajas de modo que tengan en todo caso repercusiones insignificantes sobre sus propiedades.

Las proporciones de austenita indeseadas, que sobrepasan el 10 % en volumen pueden impedirse mediante un ajuste adecuado de los contenidos de Mn y en Ni del acero de acuerdo con la invención.

Para este fin están limitados el contenido de Mn de un acero de acuerdo con la invención a como máximo el 3,5 % en peso y el contenido de Ni a como máximo el 4,0 % en peso. Puede aprovecharse de manera óptima la influencia positiva de Mn y Ni sobre la naturaleza del acero de acuerdo con la invención, cuando la suma de los contenidos de Mn y Ni asciende como máximo al 5 % en peso. Resulta especialmente ventajoso a este respecto, cuando el contenido de Mn se ajusta a como máximo el 1,0 % en peso o el contenido de Ni se ajusta a como máximo 1,5 veces el contenido de cobre opcionalmente existente. Las influencias positivas de la presencia de Mn o Ni, tal como el mantenimiento de las propiedades mecánicas óptimas posibilitado mediante la adición dirigida de Ni o Mn, en el acero de acuerdo con la invención pueden aprovecharse especialmente debido a que el contenido de Mn del acero asciende al menos al 0,20 % en peso.

Las repercusiones negativas del contenido de S permitido de manera dirigida de acuerdo con la invención pueden evitarse debido a que la relación %Mn/%S del contenido de manganeso %Mn con respecto al contenido de azufre %S se ajusta a más de 2,0.

El procedimiento de acuerdo con la invención para la fabricación de un producto plano de acero o producto alargado de acero comprende al menos las siguientes etapas de trabajo:

a) facilitar un producto previo que está constituido por un acero formado de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, tal como un desbaste plano, un desbaste delgado, una palanquilla o una banda colada,

b) calentar el producto previo hasta una temperatura de conformación en caliente que asciende a de 700 - 1280 °C,

c) conformar en caliente el producto previo calentado hasta la temperatura de conformación en caliente para obtener el producto plano de acero o producto alargado de acero.

Mediante la conformación en caliente en el intervalo de temperatura de 700 - 1280 °C se consiguen una disolución completa de precipitaciones eventualmente existentes, fuerzas de conformación adecuadas, una cinética de recristalización suficiente y un crecimiento de grano mínimo. De manera óptima asciende la temperatura de conformación en caliente a este respecto a de 850 a 1050 °C. En el caso de una conformación en el intervalo de temperatura entre 850 °C y 1050 °C se consigue una estructura especialmente de grano fino, tamaños de grano según ASTM E 112 = 4 y más finos.

Tras la conformación en caliente puede recorrer el producto plano o alargado obtenido de acuerdo con la invención distintos tratamientos con calor, para ajustar sus propiedades mecánicas.

Un modo ventajoso en cuanto al aprovechamiento de energía de un tratamiento con calor de este tipo puede consistir en que el producto plano de acero o producto alargado de acero obtenido tras la conformación en caliente, a continuación de la conformación en caliente, se enfría lentamente con una velocidad de enfriamiento de como máximo 3,0 K/min, en particular 1,5 K/min, no debiendo ascender, desde el punto de vista económico del procedimiento, la velocidad de enfriamiento a menos de 1,0 K/min. De esta manera se consigue de modo directo la resistencia final del acero mediante precipitación de las fases de precipitación, tal como por ejemplo fases de Laves, de Heussler, de cobre, de Ni<sub>3</sub>Ti y/o de Ni<sub>3</sub>Al. Es especialmente ventajoso este modo de proceder, cuando el contenido de Ti del acero de acuerdo con la invención asciende a más del 0,60 % en peso. La resistencia a la tracción del producto plano o alargado así obtenido se encuentra normalmente en el intervalo de 700 - 1150 MPa.

Puede ser ventajoso someter el producto plano o alargado conformado en caliente a partir del acero de acuerdo con la invención en primer lugar a un recocido de disolución a más de 700 °C, en particular de 700 - 1250 °C o de 700 - 1000 °C, y enfriarlo a continuación con una velocidad de enfriamiento de al menos 25 K/min, para suprimir la formación de precipitaciones. Tras el respectivo enfriamiento se encuentra un producto intermedio, que con una

resistencia a la tracción inferior a 900 Mpa es comparativamente blando y puede procesarse mecánicamente bien.

Tras el respectivo enfriamiento puede endurecerse el producto obtenido a temperaturas de 150 - 700 °C durante un periodo de 15 minutos a 30 horas, para influir positivamente en el estado de precipitación de su estructura. En el caso de variantes que contienen Ti del acero de acuerdo con la invención se produce en este caso una precipitación de las fases de precipitación que contienen Ti, que provocan en particular un aumento de la resistencia.

A continuación se explica en más detalle la invención por medio de ejemplos de realización.

#### Ejemplo 1 (no de acuerdo con la invención)

Se fundió un acero S1 con la composición indicada en la tabla 1 y se vertió para dar un bloque. Este producto previo se ha calentado hasta una temperatura de conformación en caliente de 1050 °C y se ha conformado a esta temperatura mediante prensado para dar un producto semifabricado (producto alargado).

El producto así obtenido se ha sometido a recocido de disolución a una temperatura de recocido de disolución de 1050 °C durante un periodo de 1 h y a continuación se ha enfriado bruscamente mediante inmersión en agua.

Tras el enfriamiento brusco presentaba el acero una resistencia a la tracción de 800 MPa y pudo mecanizarse con desprendimiento de virutas de manera sencilla con esta resistencia comparativamente baja.

Tras el procesamiento mecánico se endureció el producto mecanizado para el ajuste de su resistencia final a 500 °C durante 4 horas. Tras este endurecimiento presentaba el acero del producto una resistencia de 1070 MPa. Se mostró que el tratamiento de endurecimiento condujo a deformación en todo caso mínima del producto. Un endurecimiento a una temperatura de 550 °C y una duración de 1 h dio como resultado una resistencia de 1200 MPa. A una temperatura de 600 °C y el mismo periodo de endurecimiento de 1 h pudo conseguirse una resistencia de 1300 MPa.

La densidad del acero S1 usado en el ejemplo 1 ascendía a 6,9 kg/dm<sup>3</sup>.

Su estructura estaba constituida en más del 99 % en volumen por ferrita y fases precipitadas. Las fases precipitadas son extremadamente finas y habitualmente no pueden distinguirse en el microscopio óptico.

#### Ejemplo 2 (no de acuerdo con la invención)

Se fundió un acero S2 con la composición indicada en la tabla 1 y se vertió para dar un bloque. El respectivo producto previo se ha conformado mediante prensado a una temperatura de conformación en caliente de 1050 °C.

El producto así obtenido se ha sometido a recocido de disolución a una temperatura de recocido de disolución de 1050 °C durante un periodo de 1 h y a continuación se ha enfriado bruscamente mediante inmersión en agua.

Tras el enfriamiento brusco presentaba el acero una resistencia a la tracción de 920 MPa y pudo procesarse de manera mecánica de manera sencilla con esta resistencia comparativamente baja.

Para el ajuste de su resistencia final se endureció el producto tras el procesamiento mecánico a 500 °C durante 4 horas. Tras este endurecimiento presentaba el acero del producto una resistencia de 1175 MPa. Se mostró también en este caso que el tratamiento de endurecimiento condujo a deformación en todo caso mínima del producto.

La densidad del acero S2 usado en el ejemplo 2 ascendía a 6,9 kg/dm<sup>3</sup>.

Su estructura estaba constituida en más del 99 % en volumen por ferrita y fases precipitadas.

#### Ejemplo 3

Se fundió un acero S3 con la composición indicada en la tabla 1 y se vertió para dar un bloque.

El respectivo producto previo se ha conformado mediante prensado a una temperatura de conformación en caliente de 1000 °C para dar un bloque.

El producto así obtenido se ha sometido a recocido de disolución a una temperatura de recocido de disolución de 1075 °C durante un periodo de 1 h y a continuación se ha enfriado bruscamente mediante inmersión en agua.

Tras el enfriamiento brusco presentaba el acero una resistencia a la tracción de 860 MPa y pudo procesarse de manera mecánica de manera sencilla con esta resistencia comparativamente baja.

Tras el procesamiento mecánico se endureció el producto para el ajuste de su resistencia final a 550 °C durante 1

hora. Tras este endurecimiento presentaba el acero del producto una resistencia de 1540 MPa. Se mostró que el tratamiento de endurecimiento condujo a deformación en todo caso mínima del producto.

La densidad del acero S3 usado en el ejemplo 3 ascendía a 6,7 kg/dm<sup>3</sup>.

Su estructura estaba constituida en más del 99 % en volumen por ferrita y fases precipitadas.

#### Ejemplo 4

Se fundió un acero S4 con la composición indicada en la tabla 1 y se vertió para dar un bloque. Se añadieron por aleación cromo y molibdeno a la masa fundida para la evitación de una red superpuesta perjudicial (D03) y para la solidificación de cristal mixto.

El respectivo producto previo se ha conformado mediante prensado a una temperatura de conformación en caliente de 1075 °C.

El producto así obtenido se ha sometido a recocido de disolución a una temperatura de recocido de disolución de 1050 °C durante un periodo de 1 h y a continuación se ha enfriado bruscamente mediante inmersión en agua.

Tras el enfriamiento brusco presentaba el acero una resistencia a la tracción de 805 MPa y pudo procesarse de manera mecánica de manera sencilla con esta resistencia comparativamente baja.

Para el ajuste de su resistencia final se endureció el producto a 550 °C durante 1 hora. Tras este endurecimiento presentaba el acero del producto una resistencia de 1260 MPa. Se mostró que el tratamiento de endurecimiento condujo a deformación en todo caso mínima del producto.

La densidad del acero S4 usado en el ejemplo 4 ascendía a 6,1 kg/dm<sup>3</sup>.

Su estructura estaba constituida en más del 99 % en volumen por ferrita y fases precipitadas.

Tabla 1

| Acero                                                       | Al | Ti   | C    | Si   | Mn   | N     | Cr | Mo   |
|-------------------------------------------------------------|----|------|------|------|------|-------|----|------|
| S1                                                          | 8  | 1,25 | 0,04 | 0,59 | 0,56 | 0,001 |    |      |
| S2                                                          | 8  | 1,25 | 0,01 | 1,43 | 1,50 | 0,002 |    |      |
| S3                                                          | 10 | 2,15 | 0,01 | 0,51 | 0,49 | 0,002 |    |      |
| S4                                                          | 18 | 1,31 | 0,01 | 0,5  | 0,47 | 0,002 | 2  | 0,24 |
| datos en % en peso, el resto hierro e impurezas inevitables |    |      |      |      |      |       |    |      |

## REIVINDICACIONES

1. Acero con una densidad inferior a 7,25 kg/dm<sup>3</sup> y que está constituido por, en % en peso

|     |                  |
|-----|------------------|
| C:  | hasta el 0,20 %  |
| Si: | 0,1 - 3,50 %     |
| Mn: | 0,1 - 3,50 %     |
| N:  | hasta el 0,020 % |
| S:  | hasta el 0,40 %  |
| P:  | hasta el 0,009 % |
| Al: | 10,0 - 25,0 %    |
| Ti: | 0,55 - 10,0 %    |
| Cr: | hasta el 6,0 %   |
| Mo: | hasta el 3,0 %   |
| Ni: | hasta el 4,0 %   |
| V:  | hasta el 1,0 %   |
| W:  | hasta el 1,0 %   |
| Cu: | hasta el 4 %     |
| B:  | hasta el 0,08 %  |
| Nb: | hasta el 1,5 %   |

5 el resto hierro e impurezas inevitables de manera condicionada por la producción, en donde la estructura del acero presenta más del 85 % en volumen de ferrita así como hasta el 10 % en volumen de austenita y como resto contenidos de fases intermetálicas así como proporciones de carburo, nitruro, bainita o perlita.

10 2. Acero según la reivindicación 1, **caracterizado por que** su contenido de C asciende a menos del 0,02 % en peso.

3. Acero según una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** para la relación de %Mn/%S de su contenido de Mn %Mn y de su contenido de S %S se aplica  $\%Mn/\%S > 2,0$ .

15 4. Acero según una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** la suma de sus contenidos de Ni y Mn asciende a como máximo el 5 % en peso.

5. Acero según una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de N asciende a como máximo el 0,005 % en peso.

20 6. Acero según una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de Al asciende a más del 12 % en peso y los contenidos de Cr, Mo, Mn, Si, V, W, Ni, Nb, Ti cumplen la siguiente condición:  
 $(\%Cr + 2*\%Mo + \%Mn + \%Si + \%V + \%W + \%Ni + \%Nb + \%Ti) > 0,05*\%Al$

|          |                     |
|----------|---------------------|
| con %Cr: | contenido de Cr del |
|          | acero,              |
|          | contenido de Mo del |
| %Mo:     | acero,              |
|          | contenido de Mn del |
| %Mn:     | acero,              |
|          | contenido de Si del |
| %Si:     | acero,              |
|          | contenido de V del  |
| %V:      | acero,              |
|          | contenido de W del  |
| %W:      | acero,              |
|          | contenido de Ni del |
| %Ni:     | acero,              |
|          | contenido de Nb del |
| %Nb:     | acero,              |
|          | contenido de Ti del |
| %Ti:     | acero,              |
|          | contenido de Al del |
| %Al:     | acero.              |

25 7. Acero según una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de B asciende al menos

al 0,0005 % en peso.

8. Procedimiento para la fabricación de un producto plano de acero o de un producto alargado de acero que comprende las etapas de trabajo

- 5 a) facilitar un producto previo que está constituido por un acero formado de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, tal como un desbaste plano, un desbaste delgado, una palanquilla o una banda colada,
- 10 b) calentar el producto previo hasta una temperatura de conformación en caliente que asciende a de 700 - 1280 °C,
- c) conformar en caliente el producto previo calentado hasta la temperatura de conformación en caliente para obtener el producto plano de acero o el producto alargado de acero,
- d) tratar con calor opcionalmente el producto plano de acero o el producto alargado de acero obtenidos para el ajuste de sus propiedades mecánicas.

9. Procedimiento según la reivindicación 8, **caracterizado por que** la temperatura de conformación en caliente asciende a como máximo 1000 °C.

10. Procedimiento según una de las reivindicaciones 8 o 9, **caracterizado por que** el contenido de Ti del acero asciende al menos al 0,60 % en peso y por que el producto plano de acero o el producto alargado de acero obtenidos se enfría lentamente a continuación de la conformación en caliente con una velocidad de enfriamiento de como máximo 3 K/min.

11. Procedimiento según una de las reivindicaciones 8 o 9, **caracterizado por que** el contenido de Ti del acero asciende al menos al 0,60 % en peso y por que el producto plano de acero o el producto alargado de acero obtenidos, tras la conformación en caliente directamente a partir del calor de conformación o tras un recocido de disolución a una temperatura de 700 - 1250 °C, se enfría rápidamente con una velocidad de enfriamiento de al menos 25,0 K/min.

12. Procedimiento según la reivindicación 11, **caracterizado por que** el producto plano de acero o el producto alargado de acero se endurecen en otra etapa de tratamiento térmico a temperaturas de 150 - 700 °C durante un periodo de 15 min a 30 horas.

13. Procedimiento según la reivindicación 11, **caracterizado por que** el producto plano de acero o el producto alargado de acero se procesan mecánicamente tras el enfriamiento rápido.