

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 820 348**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)
<b>C21D 1/18</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)
<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/32</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/22</b>	(2006.01)	<b>C21D 1/22</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)	<b>C21D 6/00</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/26</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/28</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **04.05.2016 PCT/EP2016/059960**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **10.11.2016 WO16177763**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **04.05.2016 E 16723293 (3)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **12.08.2020 EP 3292228**

54 Título: **Producto plano de acero y procedimiento para su fabricación**

30 Prioridad:

**06.05.2015 WO PCT/EP2015/059968**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**20.04.2021**

73 Titular/es:

**THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG (50.0%)  
Kaiser-Wilhelm-Strasse 100  
47166 Duisburg, DE y  
THYSSENKRUPP AG (50.0%)**

72 Inventor/es:

**THIESSEN, RICHARD G.;  
HELLER, THOMAS;  
MACHALITZA, KARSTEN y  
SEBALD, ROLAND**

74 Agente/Representante:

**VALLEJO LÓPEZ, Juan Pedro**

**ES 2 820 348 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

Producto plano de acero y procedimiento para su fabricación

5 La invención se refiere a un producto plano de acero, que tiene una combinación optimizada de resistencia y alargamiento.

Igualmente, la invención se refiere a un procedimiento para la fabricación de un producto de este tipo.

10 Cuando en el presente documento se habla de productos planos de acero, se quiere decir con ello bandas de acero, chapas de acero o cortes de chapa obtenidos a partir de esto, tales como placas de circuitos impresos.

Siempre que no se mencione lo contrario de manera expresa, están indicados en el presente texto y en las reivindicaciones los contenidos de determinados elementos de aleación en cada caso en % en peso y las proporciones de determinadas partes constituyentes de estructura en % en superficie.

15 Por el documento CA 2 734 976 A1 (documento WO 2010/029983 A1) se conoce un acero con buena tenacidad y deformabilidad, que debe presentar una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa. El acero contiene para esto, además de hierro e impurezas inevitables, (en % en peso) del 0,17 - 0,73 % de C, hasta el 3,0 % de Si, del 0,5 - 3,0 % de Mn, hasta el 0,1 % de P, hasta el 0,07 % de S, hasta el 3,0 % de Al y hasta el 0,010 % de N. A este respecto debe ascender la suma de los contenidos de Al y Si a al menos el 0,7 %. Al mismo tiempo, en cada caso en relación a la totalidad de todas las partes constituyentes de la microestructura, debe ascender la proporción de martensita en la estructura del acero al 10 - 90 %, la proporción de austenita residual a en el intervalo del 5 - 50 % y la proporción de bainita ferrítica que procede de "bainita superior" a al menos el 5 %. Como "bainita superior" se designa a este respecto una bainita en la que se encuentran granos de carburo finos distribuidos de manera uniforme, que no pueden encontrarse en el caso de "bainita inferior". Se consideran ventajosos contenidos más altos de bainita superior del 17 % y más, para generar los altos contenidos de austenita residual pretendidos en la estructura.

20 Por el documento EP 2 524 970 A1 se conoce además un producto plano de acero, que tiene una resistencia a la tracción  $R_m$  de al menos 1200 MPa y está constituido por un acero, que además de Fe e impurezas inevitables contiene (en % en peso) C: del 0,10 - 0,50 %, Si: del 0,1 - 2,5 %, Mn: del 1,0 - 3,5 %, Al: hasta el 2,5 %, P: hasta el 0,020 %, S: hasta el 0,003 %, N: hasta el 0,02 %, así como opcionalmente uno o varios de los elementos "Cr, Mo, V, Ti, Nb, B y Ca" en los siguientes contenidos: Cr: del 0,1 - 0,5 %, Mo: del 0,1 - 0,3 %, V: del 0,01 - 0,1 %, Ti: del 0,001 - 0,15 %, Nb: del 0,02 - 0,05 %. A este respecto, para la suma  $\Sigma(V, Ti, Nb)$  de los contenidos de V, Ti y Nb se aplica  $\Sigma(V, Ti, Nb) \leq 0,2$  %, B: del 0,0005 - 0,005 %, Ca: hasta el 0,01 %. Al mismo tiempo presenta el producto plano de acero una estructura con (en % en superficie) menos del 5 % de ferrita, menos del 10 % de bainita, del 5 - 70 % de martensita no recocida, del 5 - 30 % de austenita residual y del 25 - 80 % de martensita recocida, presentando al menos el 99 % de los carburos de hierro contenidos en la martensita recocida un tamaño inferior a 500 nm. Debido a su proporción minimizada de martensita sobrerrecocida presenta un producto plano de acero creado de esta manera una deformabilidad optimizada.

25 Igualmente se conoce por el documento EP 2 524 970 A1 un procedimiento para la fabricación de un producto plano de acero del tipo explicado anteriormente. En este procedimiento se calienta en primer lugar un producto plano de acero con la composición mencionada anteriormente con una velocidad de calentamiento  $\theta_{H1}$ ,  $\theta_{H2}$  de al menos 3 °C/s hasta una temperatura de austenización  $T_{HZ}$  que se encuentra por encima de la temperatura  $A_3$  del acero del producto plano de acero y que asciende como máximo a 960 °C. Allí se mantiene el producto plano de acero durante un período de austenización  $t_{HZ}$  de 20 - 180 s para enfriarse a continuación hasta una temperatura de finalización de enfriamiento. Ésta es mayor que la temperatura de finalización de martensita y menor que la temperatura de inicio de martensita, realizándose el enfriamiento con una velocidad de enfriamiento, que es al menos igual a una velocidad de enfriamiento mínima determinada dependiendo de los contenidos de aleación del acero. Entonces se mantiene el producto plano de acero durante 10 - 60 s en la temperatura de finalización de enfriamiento para calentarse después con una velocidad de calentamiento de 2 - 80 °C/s hasta una temperatura de división que asciende a 400 - 500 °C. A esto puede seguir un mantenimiento isotérmico del producto plano de acero a la temperatura de división durante hasta 500 s. A continuación de esto se enfría el producto plano de acero con una velocidad de enfriamiento que asciende a 3 - 25 °C/s.

30 En el procedimiento conocido explicado anteriormente, mediante el calentamiento y el mantenimiento realizado adicionalmente de manera opcional a la temperatura de división, se enriquece la austenita residual en la estructura del producto plano de acero con carbono procedente de la martensita sobresaturada. Este proceso se designa en el lenguaje técnico también como "división del carbono" o "división". La división puede realizarse ya durante el calentamiento como la denominada "división en aumento", mediante el mantenimiento realizado tras el calentamiento a la temperatura de división (la denominada división "isotérmica") o mediante una combinación de división isotérmica y en aumento. La velocidad de calentamiento más lenta pretendida en el caso de la división en aumento en comparación con la división isotérmica permite un control especialmente preciso de la temperatura de división en cada caso predeterminada con uso de energía reducido. Los aceros creados y procesados de la manera explicada anteriormente pertenecen a los denominados "aceros AHSS" (*Advanced High Strength Steel*).

Las variantes modernas de estos aceros y los productos planos de acero preparados a partir de esto tienen una muy alta resistencia con al mismo tiempo alto alargamiento y son apropiados por tanto especialmente para la fabricación de componentes relevantes para la seguridad de carrocerías de automóviles, que deben absorber energía de deformación en el caso de un choque. Sin embargo se muestra en la práctica que altos contenidos de austenita residual en la estructura de tales aceros pueden mejorar de hecho su alargamiento uniaxial mediante el conocido efecto TRIP, que sin embargo con esto no se logra de manera eficaz conseguir una buena deformabilidad uniforme en todas las direcciones, tal como se caracteriza esto por ejemplo mediante un buen comportamiento de alargamiento de agujeros.

Por el documento JP3374659 B2 y el documento JP2013 227657 A se conocen ejemplos de productos planos de acero, que presentan una composición de elementos y estructura similar, así como una combinación de mayor resistencia y capacidad de alargamiento.

Ante este hecho ha surgido el objetivo de crear un producto plano de acero que tiene no sólo una combinación optimizada de alta resistencia y alargamiento, sino que presenta con propiedades de uso mejoradas, como una buena idoneidad de soldadura, calidad de superficie e idoneidad para el revestimiento con un revestimiento de protección metálico, también una estructura que garantice una deformabilidad optimizada independientemente de la orientación de la deformación.

Igualmente debía indicarse un procedimiento para la fabricación de un producto plano de acero de este tipo.

En relación al producto plano de acero, la invención ha logrado este objetivo con un producto plano de acero de acuerdo con la invención que tiene al menos las características indicadas en la reivindicación 1.

En relación al procedimiento consiste la solución de acuerdo con la invención del objetivo mencionado anteriormente en que en el caso de la fabricación de un producto plano de acero de acuerdo con la invención se desarrollen al menos las etapas de trabajo mencionadas en la reivindicación 9.

Ciertas configuraciones ventajosas de la invención están indicadas en las reivindicaciones dependientes y se explican a continuación en particular como la idea general de la invención.

Un producto plano de acero de acuerdo con la invención se caracteriza por las características incluidas en la reivindicación 1.

La invención se basa en el reconocimiento de que mediante la elección de una aleación adecuada puede obtenerse un producto plano de acero, con el que se aúna mediante una estructura, que comprende en todo caso contenidos mínimos en austenita residual y está caracterizada por una alta proporción de martensita recocida y por martensita no recocida lo más finamente distribuida, una alta resistencia con una muy buena conformabilidad.

Típicas resistencias a la tracción  $R_m$  de productos planos de acero de acuerdo con la invención se encuentran en 950 - 1300 MPa con un límite elástico que asciende a al menos 800 MPa y puede llegar hasta la respectiva resistencia a la tracción. El alargamiento  $A_{50}$  de productos planos de acero se encuentra normalmente en del 8 - 20 %. Al mismo tiempo consigue un producto plano de acero de acuerdo con la invención en el ensayo de alargamiento de agujeros de acuerdo con la norma ISO 16630 regularmente proporciones de alargamiento de agujeros de al menos el 30 %.

Estas combinaciones de propiedades se logran de acuerdo con la invención mediante la adición exactamente medida de partes constituyentes de aleación económicas. Éstas están adaptadas una a otra de modo que las propiedades mecánicas pretendidas se consigan de manera segura y el producto plano de acero obtenido muestre al mismo tiempo una buena capacidad de soldadura y revestimiento.

Tiene esencial importancia en este caso el ajuste de una proporción adecuada entre los elementos, que influyen en la formación de austenita y la templeabilidad del acero, y los elementos que suprimen la formación de carburo. Esta proporción se ajusta en caso de una aleación de acuerdo con la invención por medio del factor  $\Psi$ , en el que está integrado el respectivo contenido de C, Mn, Cr, Al y Si del acero. El factor  $\Psi$  debe ser a este respecto no inferior a 1,5. Los contenidos demasiado altos en silicio o aluminio repercutirían negativamente en la capacidad de revestimiento (silicio) o en la capacidad de vertido (aluminio) del acero. Con contenidos insuficientes en carbono, manganeso o cromo no se conseguiría la resistencia requerida. De acuerdo con la invención, los valores para el factor  $\Psi$  son de al menos 1,6. Los valores para el factor  $\Psi$  de al menos 1,6 han resultado ventajosos para el ajuste de un proceso estable de producción, resultando valores para el factor  $\Psi$  de al menos 1,8 especialmente ventajosos para la estabilidad de la producción. Demasiado carbono y manganeso pueden conducir a un elevado contenido de austenita residual, lo que a su vez resultaría en una conformabilidad más baja. Esto se evita debido a que como límite superior para el intervalo, en el que se encuentra el factor  $\Psi$  de un acero de acuerdo con la invención, se pone el valor en 3,0.

5 El carbono tiene en el acero de acuerdo con la invención varias funciones importantes. Por un lado desempeña el  
 contenidos de C un gran papel en la formación de la austenita y el ajuste de la temperatura  $A_3$ . Un contenido de C  
 suficiente permite una austenización completa ya a temperaturas inferiores a 930 °C. En el enfriamiento brusco  
 posterior se estabiliza la austenita residual mediante el carbono. Esta estabilización puede respaldarse mediante una  
 etapa de tratamiento térmico adicional, tal como prevé ésta la invención en el procedimiento de acuerdo con la  
 invención. También la resistencia de la martensita se ve influida fuertemente por el contenido de C del acero. Por  
 otro lado se desplaza la temperatura de inicio de martensita con contenidos de C creciente hacia temperaturas cada  
 vez más bajas, lo que conduce a retos en la producción. Por estos motivos prevé la invención en el acero de un  
 10 producto plano de acero de acuerdo con la invención un contenido de C del 0,05 - 0,2 % en peso, en particular al  
 menos del 0,065 % en peso de C, pudiéndose aprovechar de manera especialmente segura en la práctica la acción  
 positiva de C en el acero de acuerdo con la invención cuando el contenido de C asciende a del 0,07 - 0,19 % en  
 peso.

15 Para la medición en cada caso concreta del respectivo contenido de C dentro de los límites previstos de acuerdo con  
 la invención puede consultarse también el denominado equivalente de carbono "CE", cuyo valor se ve influido de  
 manera decisiva por el contenido de C. Para el cálculo del equivalente de carbono CE ha propuesto la *American  
 Welding Society* la siguiente fórmula:

20 
$$CE = \%C + (\%Si + \%Mn)/5 + (\%Cr + \%Mo)/6$$

con %C: respectivo contenidos de C del acero  
 %Si: respectivo contenidos de Si del acero  
 %Mn: respectivo contenidos de Mn del acero  
 25 %Cr: respectivo contenidos de Cr del acero  
 %Mo: respectivo contenidos de Mo del acero

De acuerdo con la invención debía ascender el equivalente de carbono CE como máximo al 1,1 % en peso, para  
 garantizar una buena capacidad de soldadura. Una idoneidad de soldadura especialmente buena puede  
 30 garantizarse a este respecto debido a que el valor de CE se limita hasta como máximo el 1,0 % en peso. Sin  
 embargo, el valor de CE no debía ascender a menos del 0,254 % en peso y en particular no a menos del 0,29 % en  
 peso, para obtener la acción de los elementos de aleación previstos de acuerdo con la invención, que están  
 integrados en el cálculo del equivalente de carbono CE.

35 Mediante la presencia de silicio en el acero de un producto plano de acero de acuerdo con la invención se suprime la  
 producción de cementita, mediante la cual se uniría carbono que ya no estaría a disposición entonces para la  
 estabilización de la austenita residual, y mediante la cual se empeoraría el alargamiento. La misma acción puede  
 conseguirse también mediante aleación de Al. Sin embargo debía estar presente un mínimo del 0,2 % en peso de Si  
 en el acero previsto de acuerdo con la invención. Sin embargo, contenidos de Si de más del 1,5 % en peso  
 40 repercutirían negativamente sobre la calidad de la superficie de un producto plano de acero de acuerdo con la  
 invención. Por tanto, en un producto plano de acero de acuerdo con la invención, asciende el contenido de Si a del  
 0,2 - 1,5 % en peso, resultando especialmente favorable para la práctica contenidos de Si de al menos el 0,25 % en  
 peso o como máximo del 0,95 % en peso y muy especialmente favorable de como máximo el 0,63 % en peso.

45 El aluminio se añade al acero de un producto plano de acero de acuerdo con la invención en la generación del acero  
 para la desoxidación y para el fraguado del nitrógeno eventualmente existente. El Al puede usarse además también  
 para suprimir la cementita. Sin embargo, en presencia de contenidos más altos de Al aumenta también la  
 temperatura de austenización. Por tanto está limitado el contenidos de Al de un acero previsto para un producto  
 plano de acero de acuerdo con la invención hasta del 0,01 - 1,5 % en peso. Si deben garantizarse temperaturas de  
 50 austenización bajas, entonces puede ser conveniente limitar el contenido de Al hasta como máximo el 0,44 % en  
 peso, en particular hasta el 0,1 % en peso. Además, contenidos de Al más altos repercuten negativamente sobre la  
 capacidad de vertido en la generación de acero. Han resultado favorables contenidos de Al de como máximo el 1,0  
 % en peso, en particular como máximo el 0,44 % en peso, para garantizar una capacidad de vertido especialmente  
 buena. Además puede fraguarse aluminio mediante nitrógeno para dar nitruro de aluminio. Las segregaciones de  
 55 nitruro de aluminio existentes en el producto plano de acero pueden repercutir desfavorablemente sobre la  
 conformabilidad del producto plano de acero. Así puede ser conveniente, en cuanto a una optimización de la  
 conformabilidad, limitar el contenido de Al hasta como máximo el 1,0 % en peso, en particular hasta como máximo el  
 0,44 % en peso.

60 Para excluir cualquier repercusión negativa de Si y Al en el producto plano de acero de acuerdo con la invención,  
 puede limitarse la suma de los contenidos de Al y Si en el acero de un producto plano de acero de acuerdo con la  
 invención hasta como máximo el 1,7 % en peso, habiendo resultado especialmente favorables en este caso límites  
 superiores de como máximo el 1,5 % en peso, en particular como máximo el 1,0 % en peso, en particular en cuanto  
 a una optimización de la idoneidad de soldadura. En cuanto a una optimización de la conformabilidad han resultado  
 65 igualmente ventajosos límites superiores para la suma de los contenidos de Al y Si de como máximo el 1,0 % en  
 peso, en particular como máximo el 0,4 % en peso. En el producto plano de acero de acuerdo con la invención, los

límites superiores para Si y Al se limitan, adicionalmente, por el factor  $\Psi$ .

El manganeso es importante para la templabilidad del acero de un producto plano de acero de acuerdo con la invención e impide además la producción de perlita indeseada durante el enfriamiento. La presencia de Mn permite así la formación de una estructura de partida adecuada para la producción de la estructura prescrita de acuerdo con la invención (martensita y austenita residual). Una concentración de Mn demasiado alta repercutiría sin embargo negativamente sobre el alargamiento y la capacidad de soldadura del acero. Por tanto está previsto para el contenidos de Mn de acuerdo con la invención un intervalo del 1,0 - 3,0 % en peso, en particular al menos el 1,5 % en peso o como máximo el 2,4 % en peso.

El fósforo repercute desfavorablemente en la capacidad de soldadura de un producto plano de acero de acuerdo con la invención. El contenido de P debe ser tan bajo como sea posible, en cualquier caso no debe superar el 0,02 % en peso, en particular debe ascender a menos del 0,02 % en peso o a menos del 0,018 % en peso.

La presencia de contenidos eficaces de azufre conduciría en el acero de un producto plano de acero de acuerdo con la invención a la formación de sulfuros, en particular MnS o bien (Mn, Fe)S, que repercutiría negativamente sobre el alargamiento. Para evitar esto debía mantenerse el contenido de S del acero tan bajo como fuera posible, en cualquier caso sin embargo no debía ascender a más del 0,005 % en peso, en particular debía ascender a menos del 0,005 % en peso o menos del 0,003 % en peso.

Para evitar la formación de nitruros que podrían ser perjudiciales para la conformabilidad, está limitado el contenido de N del acero de un producto plano de acero de acuerdo con la invención hasta como máximo el 0,008 % en peso. Ventajosamente debía encontrarse el contenido de N para evitar cualquier influencia negativa por debajo del 0,008 % en peso, en particular debía ascender a menos del 0,006 % en peso.

El cromo en contenidos de hasta el 1,0 % en peso puede usarse en el acero previsto de acuerdo con la invención opcionalmente como inhibidor eficaz de la perlita y además contribuye a la resistencia. Con contenidos de más del 1,0 % en peso de Cr existe el riesgo de oxidación de límite de grano marcada. Para poder aprovechar la acción positiva de Cr se requiere al menos el 0,05 % en peso. De manera especialmente favorable repercute la presencia de Cr en el acero de un producto plano de acero de acuerdo con la invención, cuando está presente al menos el 0,15 % en peso de Cr, consiguiéndose una acción óptima con contenidos de hasta el 0,8 % en peso.

Opcionalmente puede contener el acero de un producto plano de acero de acuerdo con la invención adicionalmente también molibdeno en contenidos del 0,05 - 0,2 % en peso. Mo en estos contenidos suprime igualmente la formación de perlita indeseada de manera especialmente eficaz.

El acero de un producto plano de acero de acuerdo con la invención puede contener además opcionalmente contenidos de uno o varios microelementos de aleación para respaldar la resistencia mediante la formación de carburos muy finamente distribuidos. Han resultado especialmente adecuados para ello contenidos de Ti y Nb.

Contenidos en Ti de al menos el 0,005 % en peso y contenidos de Nb de al menos el 0,001 % en peso conducen en cada caso solos o en combinación entre sí a la congelación de los límites de grano y de fases durante el tratamiento de calor que atraviesa un producto plano de acero de acuerdo con la invención durante su fabricación de acuerdo con la invención. Ti puede usarse además para el fraguado del nitrógeno existente en el acero, para posibilitar una acción de otros elementos de aleación, en particular boro. A este respecto han resultado especialmente ventajosos contenidos de Ti de al menos el 0,02 % en peso. Una concentración demasiado alta de microelementos de aleación conduciría sin embargo a carburos sobredimensionados, mediante los cuales podrían iniciarse grietas con altos grados de conformación. Por tanto está limitado el contenidos de Ti del acero de un producto plano de acero de acuerdo con la invención hasta como máximo el 0,2 % en peso y su contenidos de Nb hasta como máximo el 0,05 % en peso, habiendo resultado ventajoso para evitar influencias negativas de la presencia de microelementos de aleación cuando la suma de los contenidos de Nb y Ti no sobrepase el 0,2 % en peso.

El boro existente igualmente de manera opcional en el acero de un producto plano de acero de acuerdo con la invención se segrega en los límites de fases y frena su movimiento. Esto conduce a una estructura en forma de grano, lo que repercute ventajosamente en las propiedades mecánicas. Para poder aprovechar la acción del B, puede añadirse mediante aleación Ti al acero, tal como se ha mencionado anteriormente. Para poder aprovechar la acción positiva del B, debe contener el acero previsto de acuerdo con la invención al menos el 0,0001 % en peso de B. En caso de contenidos superiores al 0,005 % en peso ya no puede detectarse ningún aumento de la acción positiva del B.

Para proteger éste frente a ataques corrosivos, puede estar dotado el producto plano de acero de acuerdo con la invención de un revestimiento de protección metálico. Éste puede aplicarse en particular mediante revestimiento de inmersión en baño fundido. A este respecto son adecuados para un producto plano de acero de acuerdo con la invención en particular revestimientos a base de Zn.

El procedimiento de acuerdo con la invención para la fabricación de un producto plano de acero de acuerdo con la

invención comprende las etapas de trabajo definidas en la reivindicación 5.

El principio del modo de procedimiento de acuerdo con la invención está explicado en el diagrama adjunto como figura 1.

5 En la etapa de trabajo a) se facilita un producto plano de acero, que está constituido por un acero con la composición explicada anteriormente. En el caso del producto plano de acero facilitado puede tratarse en particular de un producto plano de acero laminado en frío. Sin embargo es también concebible procesar un producto plano de acero laminado en caliente de manera de acuerdo con la invención.

10 Para el calentamiento del producto plano de acero hasta la temperatura de austenización  $T_{HZ}$  (etapa de trabajo b)) son posibles en principio dos etapas sucesivas libres de interrupción, calentándose el producto plano de acero en la primera etapa con una velocidad de calentamiento  $\theta_{H1}$  de 5 - 25 K/s hasta una temperatura del punto de inflexión  $T_w$ , que asciende a de 200 - 400 °C. A este respecto han resultado favorables valores para  $\theta_{H1}$  de al menos 5 K/s para la productividad del procedimiento, mientras que una velocidad de calentamiento  $\theta_{H1}$  de más de 25 K/s ha resultado no económica y que requiere mucha energía. A continuación se continúa el calentamiento en la segunda etapa con una velocidad de calentamiento  $\theta_{H2}$  de 2 - 10 K/s, hasta que se haya conseguido la temperatura de austenización  $T_{HZ}$ . En la segunda etapa de calentamiento pueden difundir los elementos de aleación existentes en el producto plano de acero durante el proceso de calentamiento en el producto plano de acero. Con velocidad de calentamiento creciente disminuye el tiempo que está a disposición para el proceso de difusión y con ello el tiempo que está a disposición para la homogeneización de la distribución de elementos de aleación del producto plano de acero. Los elementos de aleación distribuidos de manera no uniforme pueden conducir a transformaciones de estructura localmente distintas. Para el ajuste de una estructura uniforme ha resultado ventajoso limitar la velocidad de calentamiento  $\theta_{H2}$  hasta como máximo 10 K/s. A este respecto han resultado desfavorables valores para la velocidad de calentamiento  $\theta_{H2}$  inferiores a 2 K/s para la rentabilidad del procedimiento. Dado que se solapan los intervalos mencionados para las velocidades de calentamiento  $\theta_{H1}, \theta_{H2}$ , puede realizarse el calentamiento hasta la temperatura de austenización también en un transcurso con una velocidad de calentamiento constante que asciende a 5 - 10 K/s. Las velocidades de calentamiento  $\theta_{H1}$  y  $\theta_{H2}$  en la etapa de trabajo b) son entonces iguales.

30 La temperatura de austenización  $T_{HZ}$  debe encontrarse por encima de la temperatura  $A_3$ . La temperatura  $A_3$  depende del análisis y puede estimarse con la siguiente ecuación empírica (contenidos de aleación usados en % en peso):

$$A_3 [^{\circ}C] = 910 - 203\sqrt{\%C} - 15,2\%Ni + 44,7\%Si + 31,5\%Mo - 21,1\%Mn$$

35 con %C: contenidos de C del acero,  
 %Ni: contenidos de Ni del acero,  
 %Si: contenidos de Si del acero,  
 %Mo: contenidos de Mo del acero,  
 %Mn: contenidos de Mn del acero.

40 La aleación del acero seleccionado de acuerdo con la invención permite limitar la temperatura de austenización  $T_{HZ}$  hasta como máximo 950 °C y así mantener limitados los costes de funcionamiento que se producen durante la realización del procedimiento de acuerdo con la invención.

45 Para impedir a este respecto que se formen grandes granos de austenita, lo que repercutiría desventajosamente en la conformabilidad, está limitada la duración de austenización  $t_{HZ}$ , durante la cual se mantiene el producto plano de acero en la etapa de trabajo c) a la temperatura de austenización  $T_{HZ}$ , hasta 5 - 15 segundos, puede ascender la duración de austenización  $t_{HZ}$  a menos de 15 s para evitar cualquier crecimiento de grano indeseado.

50 En la etapa de trabajo d) sigue un enfriamiento del producto plano de acero lento y controlado partiendo de la duración de austenización  $t_{HZ}$ . Este enfriamiento puede extenderse durante 50 - 300 segundos y debe finalizar a una temperatura intermedia  $T_K$  que no es más baja de 680 °C para evitar la producción indeseada de ferrita. Hacia arriba está limitada la temperatura intermedia  $T_K$  preferentemente hasta temperaturas que ascienden como máximo a  $A_3$ , y normalmente hasta 775 °C, dado que a temperaturas intermedias  $T_K$  más altas es desproporcionadamente alta la potencia de enfriamiento necesaria para el enfriamiento posterior y junto a esto se cuestiona la rentabilidad del procedimiento.

60 Tras el enfriamiento lento en la etapa de trabajo d) se enfría bruscamente el producto plano de acero en la etapa de trabajo e) con una velocidad de enfriamiento  $\theta_Q$  alta hasta una temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  dependiente del análisis. La alta velocidad de enfriamiento  $\theta_Q$  puede conseguirse con un enfriamiento por chorro de gas moderno.

La velocidad de enfriamiento mínima  $\theta_Q$ , que es necesaria para evitar la conversión ferrítica y bainítica, asciende a

más de 30 K/s. La velocidad de enfriamiento  $\theta_Q$  está limitada a este respecto normalmente de manera condicionada por la instalación hacia arriba y asciende normalmente a no más de 200 K/s. El intervalo en el que se encuentra la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  es limitado a este respecto hacia arriba mediante la temperatura de inicio de martensita  $T_{MS}$ , y hacia abajo en una temperatura que se encuentra en 175 °C por debajo de la temperatura de inicio de martensita  $T_{MS}$  ( $(T_{MS}-175\text{ °C}) < T_Q < T_{MS}$ ).

La temperatura de inicio de martensita puede estimarse por medio de la siguiente ecuación (contenidos de aleación usados en % en peso):

$$T_{MS}(\text{°C}) = 539\text{ °C} + (-423\%C - 30,4\%Mn - 7,5\%Si + 30\%Al)\text{ °C/\% en peso}$$

con %C: contenidos de C del acero,

%Mn: contenidos de Mn del acero,

%Si: contenidos de Si del acero,

%Al: contenidos de Al del acero.

En la etapa de trabajo f) se mantiene el producto plano de acero durante un período de mantenimiento  $t_Q$  de 10 - 60 segundos hasta la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  para ajustar la estructura. En el transcurso de esta etapa se obtiene una estructura martensítica con hasta el 30 % de austenita residual. Cuánta martensita se genera en esta etapa, depende esencialmente de en cuánto se encuentra la temperatura de finalización de enfriamiento por debajo de la temperatura de inicio de martensita  $T_{MS}$ . La duración de mantenimiento  $t_Q$  asciende al menos a 10 segundos para garantizar una homogeneización de la temperatura en el producto plano de acero y con ello una estructura uniforme. Con duraciones de mantenimiento más largas de más de 60 segundos se concluye la homogeneización de la temperatura. La duración de mantenimiento  $t_Q$  asciende como máximo a 60 segundos para elevar la productividad del procedimiento.

A diferencia del estado de la técnica expuesto anteriormente, la invención no tiene como objetivo la estabilización de austenita residual hasta temperatura ambiente. Más bien, el tratamiento térmico efectuado en la etapa de trabajo g) del producto plano de acero tiene como objetivo una redistribución controlada del carbono, de modo que la estructura del producto plano de acero obtenido tras concluir el procedimiento está constituida esencialmente por dos tipos distintos martensita, concretamente una martensita recocida y una martensita no recocida.

De acuerdo con la invención comprende la etapa de trabajo g) dos variantes de procedimiento g.1) y g.2), de las cuales la primera variante g.1) conduce a un producto plano de acero de acuerdo con la invención no revestido y la segunda variante g.2) a un producto plano de acero de acuerdo con la invención dotado de un revestimiento de Zn.

La conducción de la temperatura en las dos variantes g.1), g.2) de la etapa de trabajo g) se selecciona en cada caso de modo que la austenita residual existente en la estructura hasta entonces se enriquece con carbono procedente de la martensita sobresaturada. La formación de carburos y la disgregación de la austenita residual se suprime de manera dirigida mediante la limitación de acuerdo con la invención de la duración de tratamiento total  $t_{BT}$ . Ésta asciende a 10 - 1000 segundos para permitir una redistribución suficiente del carbono.

Para la primera variante de procedimiento g.1) comprende el tratamiento del producto plano de acero en la etapa de trabajo g) un mantenimiento del producto plano de acero, que se extiende durante la duración de tratamiento total  $t_{BT}$ , a una temperatura de tratamiento  $T_B$  que es al menos igual a la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  y no más alta de 550 °C, habiendo resultado especialmente favorable una temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  de como máximo 500 °C.

A este respecto, en la variante g.1) puede encontrarse la temperatura de tratamiento  $T_B$  también más alta que la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$ . En este caso se calienta el producto plano de acero partiendo de la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  hasta la respectiva temperatura de tratamiento  $T_B$ , debiéndose realizar el calentamiento con una velocidad de calentamiento  $\Theta_{B1}$  que asciende a menos de 80 K/s.

De acuerdo con la segunda alternativa de la etapa de trabajo g) se lleva, por el contrario, el producto plano de acero con una velocidad de calentamiento  $\Theta_{B1}$  inferior a 80 K/s hasta una temperatura de tratamiento  $T_B$  de 400 - 500 °C, para enriquecer la austenita residual con carbono procedente de la martensita sobresaturada. La formación de carburos y la disgregación de austenita residual se suprime de manera dirigida mediante la limitación de acuerdo con la invención de la duración de tratamiento total  $t_{BT}$ , que en el caso de esta variante g.2) de la etapa de trabajo g) se compone del tiempo de calentamiento  $t_{BR}$  necesario para el calentamiento y la duración de mantenimiento  $t_{BI}$ , durante la cual se mantiene el producto plano de acero de manera isotérmica a la temperatura  $T_B$ . Con velocidad de calentamiento  $\Theta_{B1}$  suficientemente lenta puede no tener lugar también el mantenimiento isotérmico, pudiendo ser la duración de mantenimiento  $t_{BI}$  por tanto igual a "0".

En la segunda variante g.2) de la etapa de trabajo g), el producto plano de acero a continuación del calentamiento y el mantenimiento opcional a la temperatura de tratamiento  $T_B$  recorre un revestimiento por inmersión en baño fundido, en el que se reviste éste con un revestimiento de Zn. Para esto puede seleccionarse la temperatura de

tratamiento  $T_B$  de modo que ésta corresponda a la temperatura de entrada con la que el producto plano de acero debe entrar en el respectivo baño fundido. Normalmente se encuentran para ello las temperaturas de tratamiento  $T_B$  en el intervalo de 450 - 500 °C. A este respecto contiene el baño fundido normalmente además de zinc e impurezas inevitables en total hasta el 3,0 % en peso de uno o varios elementos del grupo que está constituido por Al, Mg, Si, Pb, Ti, Ni, Cu, B y Mn.

Independientemente de qué variante se haya seleccionado se enfría de manera controlada el producto plano de acero tras finalizar la etapa de trabajo g) para la nueva generación de martensita con una velocidad de enfriamiento  $\theta_{B2}$  de más de 5 K/s, ascendiendo las velocidades de enfriamiento normalmente como máximo a 50 K/s.  $\theta_{B2}$  asciende a más de 5 K/s, para evitar la formación de perlita y ferrita.

El procedimiento de acuerdo con la invención puede realizarse en un ciclo continuo en instalaciones de recocido o instalaciones de revestimiento de banda convencionales previstas habitualmente para ello.

El producto plano de acero de acuerdo con la invención tiene una estructura que está constituida

- en al menos el 90 % en superficie por martensita, de la cual al menos el 50 % en superficie es martensita recocida procedente de la primera etapa de enfriamiento (etapa de trabajo f)),
- en como máximo el 5 % en superficie por bainita,
- en como máximo el 2 % en volumen por austenita residual y
- en como máximo el 5 % en superficie por ferrita poligonal.

La estructura de un producto plano de acero de acuerdo con la invención es muy fina con un tamaño de grano promedio inferior a 2  $\mu\text{m}$  y apenas puede evaluarse por medio de microscopía óptica habitual. Por tanto se recomienda una evaluación por medio de microscopía electrónica de barrido (REM) y una ampliación mínima de 5000 veces.

La proporción de austenita residual permisible como máximo puede determinarse también en caso de alta ampliación sólo con dificultad por medio de microscopía óptica o por microscopía electrónica de barrido. Por tanto se recomienda una determinación cuantitativa de la austenita residual por medio de difracción de rayos X (XRD) (según la norma ASTM E975), según lo cual se indica la proporción de austenita residual en % en volumen.

Como medida de la calidad de las propiedades mecánicas de un producto plano de acero de acuerdo con la invención puede recurrirse también a la deformación de la red cristalina. Esta deformación de la red es muy importante para la resistencia inicial para la deformación plástica. Un procedimiento adecuado para la medición y cuantificación de la deformación de la red es la difracción de electrones por retrodispersión (EBSD). Con el procedimiento de EBSD se escanea una muestra en el REM de manera puntual, registrándose en cada punto de medición un patrón de difracción, a partir del cual puede determinarse la orientación cristalográfica. Detalles con respecto a la medición y con respecto a los distintos procedimientos de evaluación pueden leerse en los manuales. Un procedimiento de evaluación de EBSD útil es el denominado *Kernel Average Misorientation* (KAM - descripción adicional en el manual "OIM Analysis v5.31" de EDAX Inc., 91 McKee Drive, Mahwah, NJ 07430, EE.UU.), comparándose la orientación de un punto de medición con los puntos adyacentes. Por debajo de un valor umbral, normalmente 5 °, pertenecen puntos adyacentes al mismo grano (deformado). Por encima del valor umbral pertenecen los puntos adyacentes a distintos (sub)granos. Ya que la estructura es así fina, se recomienda una máxima amplitud de paso en la EBSD de 100 nm. Para la evaluación de la estructura de los productos planos de acero de acuerdo con la invención se evalúa la KAM de los terceros puntos adyacentes. Un producto plano de acero de acuerdo con la invención debe presentar un valor promedio de KAM de un intervalo de medición de al menos 75  $\mu\text{m} \times 75 \mu\text{m}$  de más de 1,20 °, preferentemente más de 1,25 °.

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

Para someter a prueba la invención se han facilitado muestras de chapas de acero generadas de manera convencional, que estaban constituidas por aceros A - I con las composiciones indicadas en la tabla 1.

En la tabla 1 están indicados adicionalmente para cada uno de los aceros A - I el factor  $\Psi$  y el equivalente de carbono CE, que se han calculado según las fórmulas explicadas ya anteriormente

$$\Psi = (\%C + \%Mn/5 + \%Cr/6) / (\%Al + \%Si)$$

y

$$CE = \%C + (\%Si + \%Mn)/5 + (\%Cr + \%Mo)/6$$

con %C el respectivo contenido de C, con %Si el respectivo contenido de Si-, con %Mn el respectivo contenidos de Mn-, con %Cr el respectivo contenidos de Cr-, con %Mo el respectivo contenidos de Mo- y con %Al el respectivo

contenidos de Al de los aceros A - I.

Los aceros E, F y G no cumplían según esto los requerimientos determinados de acuerdo con la invención mediante el factor  $\Psi$  de la coordinación de los elementos de aleación esenciales para la formación de austenita y templabilidad.

Las muestras 1 - 7, 11, 12, 16 - 23, 28 - 31, 33 - 35, 39, 40, 43 - 60 fabricadas a partir de los aceros A - I han realizado el desarrollo de procedimiento representado en la figura 1. A este respecto se han calentado éstas en primer lugar con una velocidad de calentamiento  $\theta_{H1}$  hasta una temperatura del punto de inflexión  $T_w$  y entonces con una velocidad de calentamiento  $\theta_{H2}$  hasta una temperatura de austenización  $T_{HZ}$ , que se encontraba en cada caso por encima de la temperatura  $A_3$  del respectivo acero, sin embargo más baja que 950 °C. Las muestras así calentadas se han mantenido a continuación durante un período de austenización  $t_{HZ}$  a la temperatura de austenización  $T_{HZ}$  y entonces se han enfriado durante un período de enfriamiento  $t_K$  hasta una temperatura intermedia  $T_K$ . Al conseguir la temperatura intermedia  $T_K$  se ha usado un enfriamiento acelerado con una velocidad de enfriamiento  $\theta_Q$ , con el que se han enfriado las muestras 1 - 7, 11, 12, 16 - 23, 28 - 31, 33 - 35, 39, 40, 43 - 60 hasta una temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$ , que para las muestras 1 - 7, 11, 12, 16, 17, 19 - 23, 28 - 31, 33 - 35, 39, 40, 43 - 60 era en cada caso hasta 175 °C más baja y para la muestra 18 más alta que la temperatura de inicio de martensita  $T_{MS}$  del respectivo acero A - I de las muestras 1 - 7, 11, 12, 16 - 23, 28 - 31, 33 - 35, 39, 40, 43 - 60. A la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  se han mantenido las muestras 1 - 7, 11, 12, 16 - 23, 28 - 31, 33 - 35, 39, 40, 43 - 60 durante un período de mantenimiento  $t_Q$  de 10 - 60 s. Las muestras 1 - 7, 11, 12, 16, 17, 19 - 23, 28 - 31, 33 - 35, 39, 40, 43 - 48 se calentaron a continuación con una velocidad de calentamiento  $\theta_{B1}$  durante un tiempo de calentamiento  $t_{BR}$  hasta una temperatura de tratamiento  $T_B$ , en la que se han mantenido éstas en algunos ensayos durante un período de mantenimiento  $t_{B1}$  adicional. La muestra 18 se enfrió de maneja análoga a esto hasta la temperatura de tratamiento  $T_B$ . A continuación se realizó en enfriamiento hasta temperatura ambiente con una velocidad de enfriamiento  $\theta_{B2}$ . Las muestras 49 - 60, tras el enfriamiento hasta la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  y el mantenimiento en  $T_Q$  durante un período de mantenimiento  $t_Q$ , se mantuvieron sin calentamiento de manera isotérmica durante un período de mantenimiento  $t_{B1}$  en la temperatura de tratamiento  $T_B$ . A continuación se realizó también para las muestras 49 - 60 el enfriamiento hasta temperatura ambiente con una velocidad de enfriamiento  $\theta_{B2}$ .

Los parámetros mencionados anteriormente, empleados en los ensayos están indicados en la tabla 2. De las muestras 1 - 7, 11, 12, 16 - 23, 28 - 31, 44 - 55 que están constituidas por los aceros A - D, H y I de acuerdo con la invención se han tratado según esto no de acuerdo con la invención las muestras 3 ( $\theta_Q < 30$  K/s), 11 ( $T_{HZ} < A_3$ ), 18 ( $T_Q > 500$  °C), 19 ( $\theta_Q < 30$  K/s), 28 ( $T_{HZ} < A_3$ ), 29 ( $t_{HZ} > 15$  s) y 48 ( $\theta_{B2} < 5$  K/s).

En el transcurso del último enfriamiento habrían recorrido las muestras 1 - 7, 11, 12, 16 - 23, 28 - 31, 33 - 35, 39, 40, 43 - 60, en los casos en los que la temperatura de tratamiento  $T_B$  se encontraba en un nivel suficiente para la entrada en un baño fundido de Zn de aprox. 450 °C, un baño fundido. En el contexto de los ensayos se ha prescindido sin embargo de esto, sin que haya influido esto en los resultados de estudio.

En las muestras obtenidas tras el tratamiento térmico se han determinado las propiedades mecánicas límite elástico  $R_{p0,2}$ , resistencia a la tracción  $R_m$ , la proporción  $R_{p0,2}/R_m$ , el alargamiento de rotura  $A_{50}$  (según la norma DIN EN ISO 6892, forma de muestra 1), el producto  $R_m \cdot A_{50}$ , y las proporciones de alargamiento de agujeros  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  (según la norma ISO 16630). Igualmente se han determinado las proporciones de estructura de ferrita "F", martensita recocida "AM", austenita residual "RA", martensita no recocida "M" y bainita "B" así como el valor "KAM" determinado de acuerdo con la *Kernel Average Misorientation*. Los respectivos valores de propiedades están indicados en la tabla 3 para cada una de las muestras.

Las propiedades mecánicas conseguidas en el material recocido con una cuantificación de la estructura pueden encontrarse en la tabla 3. En las muestras que cumplen tanto las especificaciones de la invención en relación a la aleación del respectivo acero, como también las condiciones de acuerdo con la invención del tratamiento térmico, se consiguen regularmente límites elásticos  $R_{p0,2}$  de más de 800 MPa, resistencias a la tracción  $R_m$  de más de 950 MPa, valores de alargamiento de rotura  $A_{50}$  de más del 8 % con proporciones de alargamiento de agujeros  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  de regularmente más del 30 %.

Los ejemplos de comparación B11 y D28 ilustran, por el contrario, la repercusión de una temperatura de austenización  $T_{HZ}$  no suficiente. En estos ejemplos no se ha austenizado completamente la estructura, de modo que se forma demasiada ferrita en la estructura. Esto conduce a un daño extremadamente localizado y fallo anticipado durante la conformación.

El ejemplo de comparación D29 muestra cómo puede influir negativamente también una austenización demasiado larga a altas temperaturas en la conformabilidad.

Los ejemplos de comparación A3 y C19 muestran que con velocidades de enfriamiento  $\theta_Q$  demasiado bajas no se consigue el límite elástico deseado, lo que puede atribuirse a que la formación de ferrita no pudo impedirse de

manera suficiente.

5 El ejemplo de comparación C18, que se generó con una temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  demasiado alta, muestra un descenso de los límites elásticos deseados así como bajas proporciones de alargamiento de agujeros. Éstos pueden atribuirse a una elevada proporción de ferrita y bainita en la estructura.

10 Los ejemplos de comparación E33 - E35 y E56 - E58 muestran un descenso de los límites elásticos deseados y resistencia, lo que puede atribuirse a la composición no de acuerdo con la invención y a una proporción de ferrita demasiado alta en la estructura obtenida. La alta proporción de ferrita puede atribuirse a un impedimento insuficiente de la formación de carburo de manera condicionada por un contenido de silicio demasiado bajo así como un contenidos de aluminio y silicio demasiado bajo en proporción a carbono, manganeso y cromo y con ello un factor  $\Psi$  demasiado alto.

15 Los ejemplos de comparación F39, F40, F59 y F60 muestran finalmente las repercusiones de un factor  $\Psi$  demasiado bajo, que conduce también a desviaciones de la estructura deseada. La resistencia mínima se consiguió en parte, sin embargo el límite elástico y el alargamiento de agujeros no están en este caso en el campo objetivo.

20 Con el ejemplo de comparación G43 se vuelve claro que un factor  $\Psi$  demasiado alto conduce a proporciones de austenita residual demasiado altas y a una conformabilidad reducida, que se manifiesta en malos valores de alargamiento de agujeros  $\lambda_1, \lambda_2$ .

El ejemplo de comparación 148 explica que una velocidad de enfriamiento  $\theta_{B2}$  demasiado baja conduce a un aumento de la formación de ferrita y con ello a límites elásticos demasiado bajos.

Tabla 1

	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Cr	Mo	Ti	Nb	B	CE	Y	¿de acuerdo con la invención?
A	0,066	0,29	2,54	0,037	0,009	0,003	0,005	0,666	0,000	0,071	0,001	0,0013	0,74	2,09	SÍ
B	0,085	0,30	2,75	0,030	0,000	0,003	0,005	0,750	0,100	0,070	0,000	0,0000	0,84	2,3	SÍ
C	0,159	0,29	1,82	0,041	0,015	0,003	0,004	0,422	0,101	0,047	0,001	0,0010	0,67	1,79	SÍ
D	0,180	0,30	1,95	0,030	0,010	0,003	0,003	0,300	0,000	0,050	0,000	0,0000	0,68	1,88	SÍ
E	0,075	<u>0,10</u>	1,52	0,035	0,010	0,001	0,004	0,530	0,050	0,025	0,000	0,0030	0,50	<u>3,46</u>	NO
F	0,164	0,72	1,90	0,041	0,012	0,001	0,005	0,370	0,010	0,114	0,001	0,0000	0,75	<u>0,8</u>	NO
G	0,190	0,23	2,97	0,030	0,008	0,004	0,006	0,801	0,050	0,060	0,001	0,0009	0,97	<u>3,53</u>	NO
H	0,186	0,40	2,20	0,029	0,009	0,001	0,005	0,350	0,080	0,000	0,000	0,0000	0,78	1,6	SÍ
I	0,190	0,25	2,85	0,210	0,008	0,003	0,005	0,000	0,110	0,000	0,000	0,0000	0,83	1,65	SÍ

Indicaciones en % en peso, resto Fe e impurezas inevitables  
 Los valores subrayados y en negrita designan valores fuera de las especificaciones de acuerdo con la invención  
 $\Psi = (\%C + \%Mn/5 + \%Cr/6)/(\%Si + \%Al)$   
 %C = contenidos de C, %Mn = contenidos de Mn, %Cr = contenidos de Cr, %Si = contenidos de Si, %Al = contenidos de Al

Tabla 2

Acero	N.º de orden	Θ <sub>H1</sub>	T <sub>w</sub>	Θ <sub>H2</sub>	A <sub>3</sub>	T <sub>HZ</sub>	T <sub>HZ</sub>	T <sub>K</sub>	t <sub>K</sub>	Θ <sub>Q</sub>	T <sub>Q</sub>	T <sub>MS</sub>	t <sub>Q</sub>	Θ <sub>B1</sub>	t <sub>BR</sub>	t <sub>BI</sub>	T <sub>B</sub>	Θ <sub>B2</sub>
		[K/s]	[°C]	[K/s]	[°C]	[s]	[°C]	[°C]	[s]	[K/s]	[°C]	[°C]	[°C]	[s]	[K/s]	[s]	[s]	[°C]
A	1	10	300	5	817	860	10	760	105	-31	310	433	50	3	46,7	0	450	-11
A	2	11	270	4	817	860	12	760	100	-47	310	433	50	3	46,7	0	450	-11
A	3	11	270	4	817	860	12	760	100	<u>-16</u>	370	433	40	2	40,0	0	450	-11
A	4	5	270	5	817	860	10	775	100	-42	350	433	50	3	33,3	0	450	-10
A	5	5	270	5	817	860	10	775	100	-39	370	433	50	1,75	45,7	0	450	-9
A	6	5	270	5	817	860	12	775	120	-36	370	433	50	1,75	45,7	15	450	-20
A	7	5	270	5	817	860	12	775	120	-36	370	433	50	1	55,0	20	425	-20
B	11	5	300	2	809	<u>780</u>	8	760	135	<u>-21</u>	350	418	15	3	33,3	15	450	-10
B	12	5	300	2	809	840	10	760	110	-35	290	418	12	2	80,0	15	450	-12
B	16	8	300	2	809	860	10	740	120	-32	300	418	12	25	7,6	15	490	-15
B	17	5	300	2	809	840	12	740	120	-45	325	418	10	4	31,3	15	450	-15
C	18	9	255	3	807	860	10	740	105	-32	<u>510</u>	415	10	-1	60,0	16	450	-20
C	19	9	255	3	807	860	12	740	105	<u>-15</u>	350	415	10	3	33,3	0	450	-20
C	20	20	295	3	807	860	10	740	105	-49	290	415	50	3	53,3	22	450	-20
C	21	5	270	5	807	860	14	760	95	-42	350	415	50	3	33,3	0	450	-20
C	22	14	310	5	807	860	14	715	125	-39	350	415	50	3	33,3	0	450	-10
C	23	10	270	3	807	860	12	700	125	-39	350	415	50	1,5	50,0	0	425	-10
D	28	5	270	5	796	<u>775</u>	10	750	120	-32	290	402	11	3	45,0	0	425	-10
D	29	5	270	5	796	840	<u>25</u>	750	120	-44	290	402	10	3	53,3	25	450	-10
D	30	5	270	5	796	840	10	750	135	-38	250	402	12	3,5	57,1	0	450	-10
D	31	5	270	5	796	840	12	700	70	-50	350	402	15	3,5	28,6	0	450	-10
E	33	5	270	5	828	860	10	700	120	-54	300	461	50	3	50,0	5	450	-12
E	34	11	270	3	828	860	12	685	140	-49	300	461	50	3	50,0	5	450	-12
E	35	11	270	3	828	860	12	700	165	-42	350	461	50	3	33,3	5	450	-20
F	39	5	270	4	820	860	12	700	120	-31	310	408	50	3	46,7	5	450	-16
F	40	5	270	5	820	860	10	685	125	-33	310	408	20	3	46,7	0	450	-16
G	43	5	340	4	771	850	10	720	100	<u>-21</u>	325	368	25	8	40,0	25	465	-11
H	44	21	375	7	796	835	12	695	135	-37	230	391	14	3,5	57,1	0	430	-15
I	45	11	350	3	776	860	9	720	75	-41	295	376	11	2,8	53,6	0	445	-12
I	46	11	270	4	776	840	12	800	75	-35	290	376	10	0,012	833,3	0	300	-15
I	47	13	325	3,5	776	860	12	745	65	-45	240	376	13	6	36,7	0	460	-12
I	48	10	340	4	776	860	10	730	70	-31	350	376	15	3	46,7	0	450	-2

(continuación)

Acero	N.º de orden	Θ <sub>H1</sub>	T <sub>w</sub>	Θ <sub>H2</sub>	A <sub>3</sub>	T <sub>HZ</sub>	T <sub>HZ</sub>	T <sub>K</sub>	t <sub>k</sub>	Θ <sub>Q</sub>	T <sub>Q</sub>	T <sub>MS</sub>	t <sub>Q</sub>	Θ <sub>B1</sub>	t <sub>BR</sub>	t <sub>BI</sub>	T <sub>B</sub>	Θ <sub>B2</sub>
		[K/s]	[°C]	[K/s]	[°C]	[s]	[°C]	[°C]	[s]	[K/s]	[°C]	[°C]	[°C]	[s]	[K/s]	[s]	[s]	[°C]
A	49	10	270	4	817	840	840	740	120	-32	300	433	10	0	0	420	300	-20
A	50	11	300	5	817	840	840	740	120	-32	325	433	10	0	0	420	325	-20
A	51	5	270	5	817	860	860	740	120	-31	325	433	10	0	0	420	325	-20
C	52	10	270	3	807	840	840	760	100	-32	300	415	12	0	0	420	300	-10
C	53	15	290	5	807	840	840	780	80	-32	325	415	12	0	0	470	325	-10
C	54	5	270	5	807	860	860	750	140	-31	325	415	12	0	0	470	325	-16
C	55	20	300	3	807	860	860	775	135	-32	350	415	12	0	0	380	350	-16
E	56	5	270	5	828	840	840	700	135	<b>-22</b>	300	461	15	0	0	410	300	-10
E	57	5	270	5	828	840	840	700	135	<b>-20</b>	325	461	15	0	0	460	325	-10
E	58	5	270	5	828	860	860	735	135	<b>-21</b>	325	461	15	0	0	460	325	-10
F	59	10	300	3	820	840	840	720	140	<b>-22</b>	350	408	13	0	0	770	350	-9
F	60	8	270	4	820	840	840	720	80	<b>-22</b>	300	408	13	0	0	420	300	-9

Los valores subrayados y en negrita designan valores fuera de las especificaciones de acuerdo con la invención

Tabla 3

Acero	N.º de orden	R <sub>p02</sub> [MPa]	R <sub>m</sub>	R <sub>p02</sub> /R <sub>m</sub>	A <sub>50</sub> [%]	R <sub>m</sub> *A <sub>50</sub> [MPa*%]	λ		F	AM [% en superficie]	RA [% en Vol.]	M [% en superficie]	B	KAM [°]	¿de acuerdo con la invención?
							λ <sub>1</sub>	λ <sub>2</sub>							
A	1	1050	1063	0,99	9,3	9885,9	80	62	-	80	1	19	-	1,43	SI
A	2	1090	1093	1,00	8,0	8744	64	80	-	90	0	10	-	1,45	SI
A	3	<b>661</b>	952	0,69	11,2	10662	35	<b>28</b>	<b>10</b>	45	1	43	Sp.	<b>1,19</b>	<b>NO</b>
A	4	989	1072	0,92	9,9	10613	61	41	-	75	1	24	-	1,37	SI
A	5	890	1063	0,84	10,2	10843	60	62	-	70	0,5	29	Sp.	1,35	SI
A	6	873	1056	0,83	10,7	11299	47	40	-	70	1,5	28	Sp.	1,36	SI
A	7	866	1071	0,81	8,8	9425	44	32	-	70	0	29	Sp.	1,34	SI
B	11	<b>565</b>	1197	0,47	11,2	13406	<b>26</b>	32	<b>10</b>	50	<b>3,5</b>	30	<b>6,5</b>	<b>1,03</b>	<b>NO</b>
B	12	1030	1255	0,82	10,8	13554	54	49	-	75	0,5	24	Sp.	1,29	SI
B	16	980	1183	0,83	8,3	9819	38	41	-	60	1	38	Sp.	1,32	SI
B	17	1077	1292	0,83	10,5	13566	31	32	-	70	0,5	27	Sp.	1,3	SI
C	18	<b>630</b>	1056	0,60	12,7	13411	<b>15</b>	<b>18</b>	<b>15</b>	<b>0</b>	0	<b>55</b>	<b>30</b>	<b>1,01</b>	<b>NO</b>
C	19	<b>695</b>	992	0,70	13	12896	35	<b>29</b>	<b>20</b>	65	1	14	-	<b>1,09</b>	<b>NO</b>
C	20	1120	1123	1,00	8,3	9321	55	51	-	85	0	15	-	1,42	SI
C	21	1026	1119	0,92	8,4	9400	48	47	-	75	0,5	23	Sp.	1,4	SI
C	22	927	1074	0,86	9,9	10633	46	43	-	75	1	23	Sp.	1,34	SI
C	23	908	1074	0,85	9,5	10203	45	40	Sp.	65	0,5	33	Sp.	1,31	SI
D	28	<b>701</b>	1231	0,57	13,4	16495	<b>24</b>	<b>17</b>	<b>20</b>	<b>30</b>	2	<b>40</b>	<b>8</b>	<b>1,03</b>	<b>NO</b>
D	29	979	1290	0,76	9,1	11739	31	<b>29</b>	Sp.	50	<b>4</b>	45	Sp.	1,38	<b>NO</b>
D	30	1138	1366	0,83	8,9	12157	45	39	-	75	0,5	24	Sp.	1,47	SI
D	31	1091	1204	0,91	11,1	13364	31	34	Sp.	65	1	33	-	1,45	SI
E	33	<b>416</b>	<b>616</b>	0,68	10,5	6468	71	71	<b>30</b>	<b>15</b>	1	<b>45</b>	<b>9</b>	<b>1,22</b>	<b>NO</b>
E	34	<b>277</b>	<b>538</b>	0,51	19,8	10652	76	78	<b>45</b>	<b>10</b>	0,5	<b>40</b>	4,5	<b>1,03</b>	<b>NO</b>
E	35	<b>283</b>	<b>540</b>	0,52	23,4	12636	77	61	<b>40</b>	<b>10</b>	1	<b>45</b>	4	<b>0,98</b>	<b>NO</b>
F	39	<b>428</b>	<b>931</b>	0,46	17,4	16199	<b>20</b>	<b>23</b>	<b>35</b>	<b>30</b>	1	<b>30</b>	4	<b>1,02</b>	<b>NO</b>
F	40	<b>442</b>	977	0,45	17,4	17000	<b>17</b>	<b>16</b>	<b>35</b>	<b>30</b>	0,5	<b>34</b>	Sp.	<b>1,05</b>	<b>NO</b>
G	43	873	1253	0,70	14,3	17918	<b>26</b>	<b>23</b>	<b>10</b>	<b>40</b>	5	<b>40</b>	<b>5</b>	<b>1,11</b>	<b>NO</b>
H	44	812	1079	0,75	16,7	18019	56	62	Sp.	75	1,5	20	3	1,32	SI
I	45	823	1156	0,65	15,9	18380	35	42	-	65	1	30	4	1,42	SI
I	46	917	1109	0,83	16,2	17966	62	57	-	75	0,5	20	4,5	1,42	SI
I	47	890	1047	0,85	13,1	13716	73	68	-	85	1,5	12	Sp.	1,38	SI
I	48	<b>690</b>	978	0,71	18,3	17897	14	12	<b>10</b>	60	2,0	20	<b>8</b>	1,21	<b>NO</b>

(continuación)

Acero	N.º de orden	R <sub>p02</sub>	R <sub>m</sub>	R <sub>p02</sub> /R <sub>m</sub>	A <sub>50</sub>	R <sub>m</sub> *A <sub>50</sub>	λ		F	AM	RA	M	B	KAM	¿de acuerdo con la invención?
							λ <sub>1</sub>	λ <sub>2</sub>							
		[MPa]			[%]	[MPa*%]	[%]	[%]	[% en superficie]	[% en Vol.]	[% en superficie]	[% en superficie]	[°]		
A	49	861	1049	0,82	9	9441	82	75	-	60	39	Sp.	1,34	SI	
A	50	816	1019	0,80	10,7	10903	62	53	-	50	48	Sp.	1,29	SI	
A	51	875	1052	0,83	9,1	9573	72	76	-	60	38	Sp.	1,31	SI	
C	52	893	1139	0,78	9,1	10365	35	35	Sp.	65	34	-	1,29	SI	
C	53	862	1091	0,79	9	9819	47	36	Sp.	70	27	Sp.	1,27	SI	
C	54	959	1153	0,83	8,1	9339	55	38	-	50	50	-	1,41	SI	
C	55	1038	1144	0,91	8,4	9610	43	36	-	55	44	-	1,46	SI	
E	56	<b>429</b>	<b>661</b>	0,65	13,6	8990	78	76	<b>25</b>	<b>25</b>	<b>45</b>	3,5	<b>1,17</b>	<b>NO</b>	
E	57	<b>398</b>	<b>628</b>	0,63	15,9	9985	65	81	<b>30</b>	<b>15</b>	<b>55</b>	-	<b>1,13</b>	<b>NO</b>	
E	58	<b>521</b>	<b>695</b>	0,75	8,5	5908	71	72	<b>15</b>	<b>35</b>	<b>50</b>	-	1,26	<b>NO</b>	
F	59	<b>491</b>	<b>841</b>	0,58	19,7	16568	30	<b>26</b>	Sp.	64	<b>28</b>	Sp.	1,26	<b>NO</b>	
F	60	<b>405</b>	961	0,42	16,6	15953	<b>21</b>	<b>20</b>	<b>15</b>	<b>35</b>	<b>40</b>	<b>10</b>	<b>1,18</b>	<b>NO</b>	

“Sp.”= proporción < 2 % en superficie.  
 Los valores subrayados y en negrita designan valores fuera de las especificaciones de acuerdo con la invención

## REIVINDICACIONES

1. Producto plano de acero, que tiene una resistencia a la tracción  $R_m$  de al menos 950 MPa, un límite de alargamiento de al menos 800 MPa y un alargamiento de rotura  $A_{50}$  de al menos el 8 %, y la resistencia a la tracción, el límite de alargamiento y el alargamiento a la rotura se determinan según DIN EN ISO 6892, forma de probeta 1, en donde el producto plano de acero está hecho de un acero que además de hierro e impurezas inevitables está constituido por (en % en peso)

10 C: del 0,05 - 0,20 %,  
Si: del 0,2 - 1,5 %,  
Al: del 0,01 - 1,5 %,  
Mn: del 1,0 - 3,0 %,  
P: hasta el 0,02 %,  
S: hasta el 0,005 %,
   
15 N: hasta el 0,008 %,

así como opcionalmente uno o varios de los elementos del grupo "Cr, Mo, Ti, Nb, B" con los siguientes contenidos:

20 Cr: del 0,05 - 1,0 %,  
Mo: del 0,05 - 0,2 %,  
Ti: del 0,005 - 0,2 %,  
Nb: del 0,001 - 0,05 %,  
B: del 0,0001 - 0,005 %,

25 en donde  
para la relación

$$\Psi = (\%C + \%Mn/5 + \%Cr/6) / (\%Al + \%Si)$$

30 con %C: respectivo contenido de C del acero  
%Mn: respectivo contenido de Mn del acero  
%Cr: respectivo contenido de Cr del acero  
%Al: respectivo contenido de Al del acero  
%Si: respectivo contenido de Si del acero

35 se aplica

$$1,6 \leq \Psi \leq 3$$

40 y en donde el producto plano de acero presenta una estructura que está constituida por

- como máximo un 5 % en superficie de bainita,  
- como máximo un 5 % en superficie de ferrita poligonal,  
- como máximo un 2 % en volumen de austenita residual,

45 y  
- al menos un 90 % en superficie de martensita, siendo al menos la mitad de la martensita recocida y para el equivalente de carbono

$$CE = \%C + (\%Si + \%Mn)/5 + (\%Cr + \%Mo)/6$$

50 con %C: respectivo contenido de C del acero  
%Si: respectivo contenido de Si del acero  
%Mn: respectivo contenido de Mn del acero  
%Cr: respectivo contenido de Cr del acero  
55 %Mo: respectivo contenido de Mo del acero

se aplica

$$0,254 \leq CE \leq 1,1 \text{ \% en peso.}$$

60 2. Producto plano de acero según la reivindicación 1, **caracterizado por que** el equivalente de carbono CE asciende como máximo al 1,0 % en peso.

65 3. Producto plano de acero según una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** la suma de los contenidos de Ti y Nb es como máximo igual al 0,2 % en peso.

4. Producto plano de acero según una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** está dotado de un revestimiento de protección metálico a base de Zn, aplicado mediante revestimiento por inmersión en baño fundido.

5. Procedimiento para la fabricación de un producto plano de acero según las reivindicaciones 1 a 4, que comprende las siguientes etapas de trabajo:

a) facilitar un producto plano de acero no revestido, que está constituido por un acero que además de hierro e impurezas inevitables está constituido por (en % en peso)

10 C: del 0,05 - 0,20 %,  
Si: del 0,2 - 1,5 %,  
Al: del 0,01 - 1,5 %,  
Mn: del 1,0 - 3,0 %,  
15 P: hasta el 0,02 %,  
S: hasta el 0,005 %,  
N: hasta el 0,008 %,

así como opcionalmente uno o varios de los elementos del grupo "Cr, Mo, Ti, Nb, B" con los siguientes contenidos:

20 Cr: del 0,05 - 1,0 %,  
Mo: del 0,05 - 0,2 %,  
Ti: del 0,005 - 0,2 %,  
25 Nb: del 0,001 - 0,05 %,  
B: del 0,0001 - 0,005 %,

en donde  
para la relación

$$30 \quad \Psi = (\%C + \%Mn/5 + \%Cr/6) / (\%Al + \%Si)$$

con

%C: respectivo contenido de C del acero  
%Mn: respectivo contenido de Mn del acero  
35 %Cr: respectivo contenido de Cr del acero  
%Al: respectivo contenido de Al del acero  
%Si: respectivo contenido de Si del acero

se aplica

$$40 \quad 1,6 \leq \Psi \leq 3$$

y para el equivalente de carbono

$$45 \quad CE = \%C + (\%Si+\%Mn)/5 + (\%Cr+\%Mo)/6$$

con

%C: respectivo contenido de C del acero  
%Si: respectivo contenido de Si del acero  
50 %Mn: respectivo contenido de Mn del acero  
%Cr: respectivo contenido de Cr del acero  
%Mo: respectivo contenido de Mo del acero

se aplica  $0,254 \leq CE \leq 1,1$  % en peso;

55 b) calentar el producto plano de acero hasta una temperatura de austenización  $T_{HZ}$  que se encuentra por encima de la temperatura  $A_3$  del acero del producto plano de acero y que asciende como máximo a 950 °C, en donde el calentamiento se realiza hasta una temperatura del punto de inflexión  $T_w$  que asciende a 200 - 400 °C con una velocidad de calentamiento  $\theta_{H1}$  de 5 - 25 K/s y a continuación hasta la temperatura de austenización  $T_{HZ}$   
60 con una velocidad de calentamiento  $\theta_{H2}$  de al menos 2 - 10 K/s

$$\text{con } T_{HZ} > A_{c3}[^{\circ}C] = 910 - 203\sqrt{(\%C)} - 15,2 \%Ni + 44,7 \%Si + 31,5 \%Mo - 21,1 \%Mn$$

con

%C: contenido de C del acero  
65 %Ni: contenido de Ni del acero

%Si: contenido de Si del acero  
 %Mo: contenido de Mo del acero  
 %Mn: contenido de Mn del acero;

- 5 c) mantener el producto plano de acero a la temperatura de austenización  $T_{HZ}$  durante un período de austenización  $t_{Hz}$  de 5 - 15 s;  
 d) enfriar primeramente el producto plano de acero durante un período de enfriamiento  $t_k$  de 50 - 300 s hasta una temperatura intermedia  $T_K$  de no menos de 680 °C;  
 10 e) partiendo de la temperatura intermedia  $T_K$  enfriar bruscamente el producto plano de acero con una velocidad de enfriamiento  $\theta_Q$  que asciende a más de 30 K/s hasta una temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  para la que se aplica:

$$(T_{MS} - 175 \text{ °C}) < T_Q < T_{MS}$$

15 con

$$T_{MS}(\text{°C}) = 539 \text{ °C} + (-423\%C - 30,4\%Mn - 7,5\%Si + 30\%Al) \text{ °C/\% en peso}$$

20 con  
 %C: contenido de C del acero  
 %Mn: contenido de Mn del acero  
 %Si: contenido de Si del acero  
 %Al: contenido de Al del acero;

- 25 f) mantener el producto plano de acero a la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  durante un período de mantenimiento  $t_Q$  de 10 - 60 s;  
 g) tratar el producto plano de acero enfriado bruscamente hasta la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$ ,

30 g.1) manteniéndose el producto plano de acero durante un período de tratamiento total  $t_B$  de 10 - 1000 s a una temperatura de tratamiento  $T_B$ , que es al menos igual a la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  y no más alta de 550 °C,

o  
 35 g.2) calentándose el producto plano de acero partiendo de la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  hasta una temperatura de tratamiento  $T_B$  que asciende a de 450 - 500 °C, manteniéndose de manera isotérmica el producto plano de acero a continuación opcionalmente a esta temperatura de tratamiento  $T_B$  durante un período de mantenimiento  $t_{BI}$ , realizándose el calentamiento hasta la temperatura de tratamiento  $T_B$  con una velocidad de calentamiento  $\theta_{B1}$  de menos de 80 K/s y ascendiendo la duración de tratamiento total  $t_{BT}$ , formada como suma del tiempo de calentamiento  $t_{BR}$  necesario para el calentamiento y el período de mantenimiento  $t_{BI}$ , a de 10 - 1000 s y conduciéndose el producto plano de acero tras el tratamiento por un baño fundido para revestirlo con un revestimiento de protección metálico a base de Zn;

40 h) partiendo de la temperatura de tratamiento  $T_B$  enfriar con una velocidad de enfriamiento  $\theta_{B2}$  de más de 5 K/s.

45 6. Procedimiento según la reivindicación 5, **caracterizado por que** en la etapa de trabajo b) las velocidades de calentamiento  $\theta_{H1}$  y  $\theta_{H2}$  son iguales.

50 7. Procedimiento según las reivindicaciones 5 o 6, **caracterizado por que** el producto plano de acero en la etapa de trabajo g.1) se calienta desde la temperatura de finalización de enfriamiento  $T_Q$  con una velocidad de calentamiento  $\theta_{B1}$  de menos de 80 K/s hasta la temperatura de tratamiento  $T_B$ .

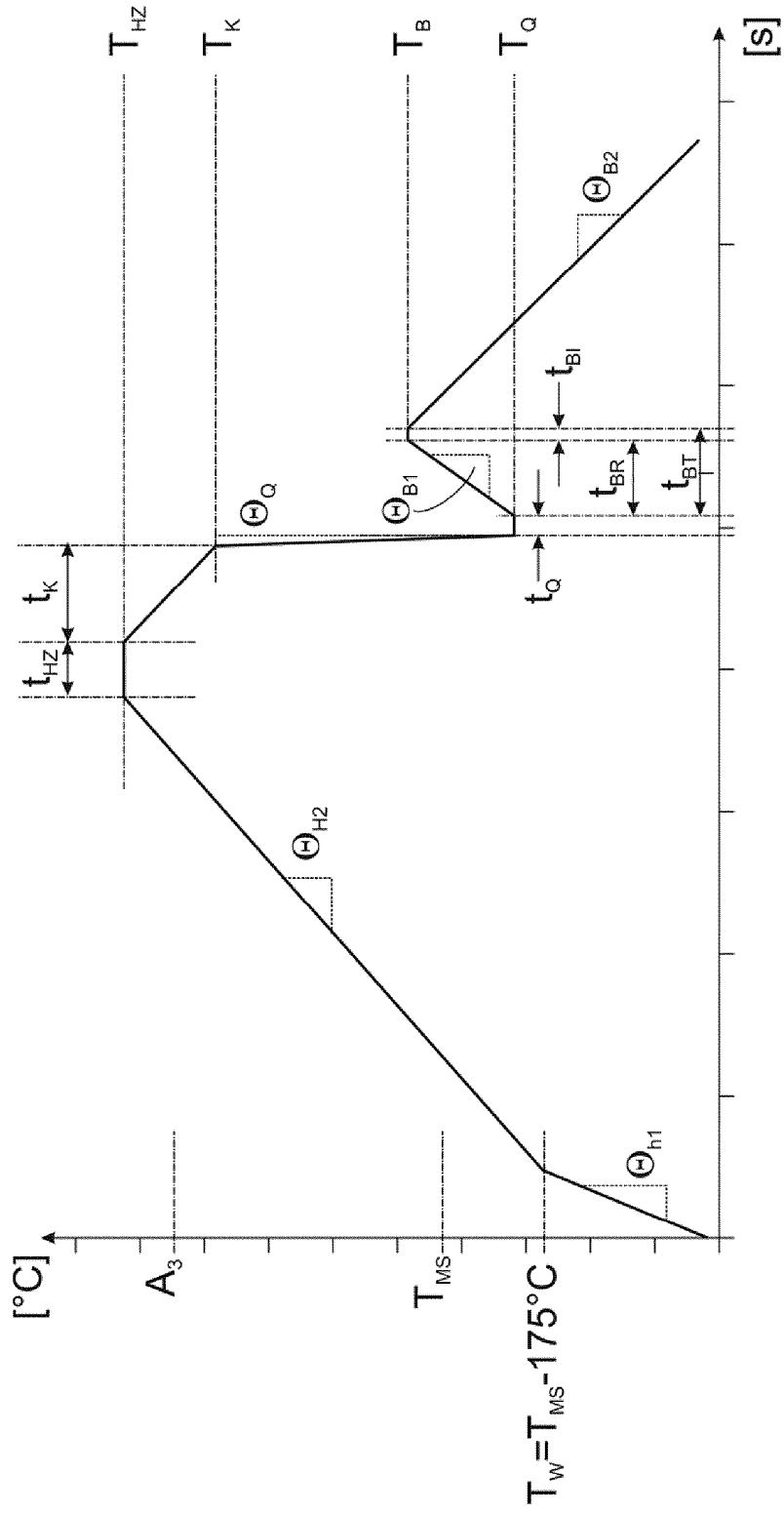


Fig. 1