

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 653 250**

51 Int. Cl.:

<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)	<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/16</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)
<b>C23C 2/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/18</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/20</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/22</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/40</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/26</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/28</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/50</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/08</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/44</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **06.02.2013 PCT/JP2013/052762**

87 Fecha y número de publicación internacional: **22.08.2013 WO13121953**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **06.02.2013 E 13748796 (3)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **04.10.2017 EP 2816129**

54 Título: **Chapa de acero laminado en frío, lámina de acero chapado, y método para fabricar las mismas**

30 Prioridad:

**13.02.2012 JP 2012028271**

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

**06.02.2018**

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION (100.0%)  
6-1, Marunouchi 2-chome  
Chiyoda-ku, Tokyo 100-8071, JP**

72 Inventor/es:

**KONDO YUSUKE;  
HAYASHI KUNIO;  
OGAWA TOSHIO;  
MATSUTANI NAOKI y  
GOTO KOICHI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 653 250 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

Chapa de acero laminado en frío, lámina de acero chapado, y método para fabricar las mismas

5 [Campo técnico de la Invención]

La presente invención se refiere a una chapa de acero laminado en frío y a una lámina de acero chapado con una alta resistencia que tienen una excelente ductilidad y elasticidad de estiramiento y que son adecuadas para chapa de acero de un automóvil, particularmente adecuadas para un miembro estructural (por ejemplo, una escuadra), y un método para fabricar las mismas.

10 En la Solicitud de Patente Japonesa Nº 2012-028271, presentada el 13 de Febrero de 2012 se reivindica prioridad.

[Técnica relacionada]

15 En los últimos años con objeto de que los fabricantes de coches hagan frente al ajuste de las regulaciones de las emisiones de CO<sub>2</sub> en Europa en 2012, las regulaciones económicas del combustible en Japón en 2015, y las regulaciones más estrictas sobre las colisiones en Europa, el gran reforzamiento del acero para ser usado ha progresado rápidamente para mejorar la economía del combustible mediante una disminución del peso del cuerpo de un automóvil y para mejorar la seguridad en las colisiones. Tal chapa de acero de alta resistencia se denomina una "lámina de acero de alta resistencia a tracción", y la cantidad de pedidos de láminas de acero delgadas teniendo  
20 principalmente una resistencia a tracción de 440 MPa a 590 MPa, y recientemente más de 590 MPa, tiende a aumentar cada año. Entre ellas, la excelente ductilidad y elasticidad de estiramiento son demandadas para un miembro estructural tal como una escuadra a la vista del método de trabajo. Generalmente, se ha considerado que cuando el producto de la resistencia a tracción y la elongación total es 17000 MPa-% o más, la ductilidad es excelente, y con respecto a un grado de 590 MPa de resistencia a tracción, cuando la relación de expansión del agujero es 80% o más, la elasticidad de estiramiento es excelente.

Generalmente, cuando aumenta la resistencia a tracción, también aumenta el límite elástico. De este modo, la ductilidad disminuye y además se deteriora la conformabilidad de la elasticidad de estiramiento. En la técnica  
30 relacionada, en un caso de acero de fase dual (DP) que incluye dos fases de ferrita y martensita la ductilidad es excelente, pero las microgrietas causadas una concentración de tensión local en la vecindad de un límite entre ferrita que es una fase suave y martensita que es una fase dura ocurren y se propagan fácilmente, y de este modo, se considera que la fase dual es una microestructura desventajosa en la expansibilidad de huecos. Por consiguiente, se considera que la menor de la diferencia de dureza entre las microestructuras es, lo más ventajoso es en la mejora de la expansibilidad del agujero, y así, una lámina de acero que tiene una estructura uniforme tal como el acero de fase  
35 única de ferrita o un acero de fase única de bainita se considera que es superior. Desde el anterior punto de vista es importante controlar una fracción de la fase constitutiva con una resistencia a tracción deseada para alcanzar la ductilidad y la expansibilidad del agujero.

Como una lámina de acero de alta resistencia en la que se obtienen ductilidad y elasticidad de estiramiento, una  
40 lámina de acero en la que el reforzamiento de la precipitación se utiliza activamente ha sido propuesta hasta el momento (por ejemplo, refiérase a los Documentos 1 y 2 de la Patente).

No obstante, como la chapa de acero laminado en frío propuesta en el Documento 1 de la Patente está en su mayor parte recocido dentro de una región de fase de sólo ferrita, el reforzamiento de la estructura mediante bainita apenas  
45 se utiliza. De este modo, con el fin de facilitar un alto reforzamiento, una gran cantidad de Ti y de elementos de precipitación distintos del Ti tienen que ser añadidos para utilizar activamente el reforzamiento de la precipitación. Por consiguiente, se requiere un coste de aleación más alto. Además, los elementos de precipitación tales como Ti y Nb funcionan también como elementos inhibidores de la recristalización, y de este modo, cuando estos elementos son añadidos en una gran cantidad, la recristalización se retrasa de una manera notable en el recocido. Por  
50 consiguiente, con el fin de tener la relación de área de la no recristalización de ferrita del 25% o menor, se supone que la tasa de subida de la temperatura necesita ser extremadamente lenta en el paso del recocido o que un tiempo de espera en la temperatura de calentamiento máxima necesita ser extremadamente largo, y así, la productividad se deteriora. Además, como el reforzamiento de la precipitación se utiliza activamente en una chapa de acero laminado en frío propuesta en el Documento 2 de la Patente como en el Documento 1 de la Patente, una gran cantidad de Ti y  
55 de elementos de precipitación distintos del Ti tienen que ser añadidos a la chapa de acero laminado en frío propuesta en el Documento 2 de la Patente. Por consiguiente, se requiere un coste de aleación mayor y también cuando estos elementos son añadidos en una gran cantidad, la recristalización se retrasa notablemente en el recocido. Así, con el fin de tener la relación del área de no recristalización de ferrita del 25% o menor, la temperatura de calentamiento máxima en el paso de recocido llega a ser extremadamente alta. Alternativamente, cuando la  
60 temperatura de calentamiento máxima es precisamente mayor que una temperatura de transformación Ac<sub>1</sub>, una tasa de aumento de la temperatura se hace extremadamente lenta. Alternativamente, se supone que un tiempo de espera en la temperatura de calentamiento máxima necesita hacerse extremadamente largo, y así, la productividad se deteriora.

Además, una lámina de acero que tiene una elasticidad de estiramiento mejorada por la utilización de ferrita de no recristalización activamente se ha propuesto para reducir la diferencia de dureza entre la ferrita y una fase dura (por ejemplo, refiérase a los Documentos 3 a 5 de la Patente).

5 No obstante, como es necesario añadir una gran cantidad de elementos inhibidores de la recristalización tales como el Nb y el Ti para utilizar ferrita de no recristalización, se requiere un coste de aleación más alto y también se necesita aumentar la tasa de aumento de la temperatura en un paso de recocido. De este modo, es necesaria una inversión en instalaciones.

10 El documento JP 2010 285656 muestra que el carbonitruro contenido en una ferrita mejora la resistencia sin un efecto negativo sobre la ductilidad.

[Documento de la técnica anterior]

15 [Documento de la Patente]

Documento 1 de la Patente Solicitud de Patente Japonesa no examinada, Primera Publicación N° 2010-285656

Documento 2 de la Patente Solicitud de Patente Japonesa no examinada, Primera Publicación N° 2010-285657

Documento 3 de la Patente Solicitud de Patente Japonesa no examinada, Primera Publicación N° 2008-106352

20 Documento 4 de la Patente Solicitud de Patente Japonesa no examinada, Primera Publicación N° 2008-190032

Documento 5 de la Patente Solicitud de Patente Japonesa no examinada, Primera Publicación N° 2009-114523

[Descripción de la invención]

25 [Problema técnico]

La presente invención es para proporcionar establemente una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia y una lámina de acero chapado que tiene una ductilidad y una elasticidad de estiramiento excelentes sin deterioro de la productividad.

30 [Solución del problema]

La presente invención es un hallazgo obtenido a partir de una investigación que ha sido dirigida para resolver los problemas antes mencionados de mejora de la ductilidad y de la elasticidad de estiramiento de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia, de una lámina de acero galvanizado en un baño caliente, y una lámina de acero galvanizado y recocido que tiene una resistencia a tracción de 590 MPa o más. Esto es, se consigue una microestructura apropiada optimizando la cantidad de elementos de la aleación, particularmente, optimizando la cantidad de Nb y Ti y añadiendo positivamente Si. Además, en un proceso de recocido, la temperatura de calentamiento máxima se controla dentro de un intervalo de temperatura de  $Ac_1$  [°C] o más y  $(Ac_1+40)$ [°C] o menor y una temperatura extrema y una tasa de enfriamiento de un enfriamiento primario después del recocido están determinadas. Por consiguiente, se puede obtener un efecto de supresión de la recristalización suficiente, y de este modo, mientras se utiliza bainita, la cantidad de la ferrita de no recristalización es apropiadamente controlada mediante el control de un diámetro del círculo equivalente de los carbonitruros que incluyen uno o ambos del Nb y Ti para afinar. La presente invención está hecha basándose en los hallazgos que es posible para producir una lámina de acero que tenga una ductilidad y una elasticidad de estiramiento excelentes en comparación con las láminas de acero de la técnica relacionada, y cuyo compendio se describe como sigue.

45 (1) De acuerdo con un primer aspecto de la presente invención se ha dispuesto una chapa de acero laminado en frío que incluye, en masa en %: C: 0,020% o más, y 0,080% o menos; Si: 0,20% o más, y 1,00% o menor; Mn: 0,80% o más, y 2,30% o menor; P: 0,0050% o más, y 0,150% o menos; S: 0,0020% o más, y 0,00150% o menor; Al: 0,010% o más, y 0,100% o menos; N: 0,0010% o más, y 0,0100% o menos, y además incluyendo uno o más de Nb y Ti que satisfagan un requerimiento de  $0,005\% \leq Nb + Ti < 0,030\%$ ; y un resto que incluye Fe e impurezas inevitables, en las que la estructura consta de una ferrita, una bainita, y otra fase, la otra fase incluye una perlita, una austenita residual, y una martensita, una relación de área de la ferrita es el 80% o más y menos que el 95%, una relación de área de una ferrita de no recristalización en la ferrita es el 1% o más y menos del 10%, una relación de área de la bainita es del 5% al 20%, una cantidad total de la otra fase es menor que el 8%, un diámetro de círculo equivalente de un carbonitruro que incluye uno o ambos Nb y Ti es 1 nm o más y 10 nm o menos, y una resistencia a tracción es 590 MPa o más.

50 (2) La chapa de acero laminado en frío de acuerdo con (1) puede además incluir uno o más de, por masa%: Mo: 0,005% o más, y 1,000% o menos; W: 0,005% o más y 1,000% o menos; V: 0,005% o más y 1,000% o menos; B: 0,0005% o más y 0,0100% o menos; Ni: 0,05% o más y 1,50% o menos; Cu: 0,05% o más y 1,50% o menor; y Cr: 0,05% o más y 1,50% o menos.

60 (3) De acuerdo con un segundo aspecto de la presente invención se ha proporcionado una lámina de acero chapado en la que el chapado se proporciona en una superficie de la chapa de acero laminado en frío de acuerdo con (1) o (2).

65 (4) De acuerdo con un tercer aspecto de la presente invención se ha proporcionado un método para manufacturar una placa de acero laminado en frío que incluye: calentar una placa que tiene una composición química de acuerdo con (1) o (2) a 1150°C o más y 1280°C o menos; finalizando un laminado de finalización a una temperatura de  $Ar_3$ °C o

más y 1050°C o menos; un tratamiento desoxidante y después laminando en frío una lámina de acero laminada en caliente, que es enfriada en un intervalo de temperatura de 450°C o más y 650°C de temperatura o menos, en una reducción del 40% o más y el 705 o menos; calentando después en un intervalo de temperatura de  $Ac_1$ °C o más y  $(Ac_1+40)$ °C o menos a una tasa de 2°C/s o más y 5°C/s o menos; un recocido de la chapa de acero laminado en frío en un intervalo de temperatura de  $Ac_1$ °C o más y  $(Ac_1+40)$ °C o menos y para un tiempo de espera de 10 segundos o más y 200 segundos o menos; y enfriando primeramente inmediatamente después del recocido en un intervalo de temperatura de la lámina de de acero de 600°C o más y 720°C o menos a una tasa de enfriamiento de 10°C/s o menos en un espacio desde el recocido para llegar a una temperatura normal en la que el  $Ar_3$ °C y el  $Ar_1$ °C es una transformación de temperatura de  $Ar_3$  y una transformación de temperatura de  $Ac_1$  respectivamente, calculadas a partir de las expresiones 1 y 2,

$$Ar_3 = 910 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 40 \times [Al] - 92 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad (\text{Expresión 1}),$$

$$Ac_1 = 723 + 212 \times [C] - 10,7 \times [Mn] + 29,1 \times [Si] \quad (\text{Expresión 2}),$$

y los elementos entre corchetes representan una cantidad de los elementos en % de masa, respectivamente.

(5) De acuerdo con un cuarto aspecto de la presente invención se ha proporcionado un método para manufacturar una lámina de acero chapado que incluye el chapado de la chapa de acero laminado en frío por el método de acuerdo con (4) después del recocido y el enfriamiento.

(6) El método para manufacturar una lámina de acero chapado de acuerdo con (5) puede además incluir el tratamiento en caliente de la lámina de acero chapado en un intervalo de temperatura de 450°C o más y 600°C o menos con 10 segundos o más.

[Efectos de la invención]

De acuerdo con la presente invención es posible proporcionar una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia, una lámina de acero galvanizado en un baño caliente, y una lámina de acero galvanizada y recocida que tiene una resistencia a tracción de 590 MPa o más, y una ductilidad y elasticidad de estiramiento excelentes. Por lo tanto, la presente invención hace una contribución extremadamente significativa a la industria.

[Breve descripción del dibujo]

La Figura 1 es un gráfico que muestra una relación entre la temperatura de calentamiento máxima, particularmente, un punto de transformación  $Ac_1$  o mayor en el recocido y una relación de área de ferrita de no cristalización.

La Figura 2 es un gráfico que muestra una relación entre una relación de área de la ferrita de no recristalización y una relación  $\lambda$  de expansión de los agujeros.

La Figura 3 es un gráfico que muestra una relación entre la temperatura de calentamiento máxima, particularmente, y un punto de transformación  $Ac_1$  o mayor, en el recocido y una relación de área de bainita.

La Figura 4 es un gráfico que muestra una relación entre una relación de área de bainita y una relación  $\lambda$  de expansión del agujero.

La Figura 5 es un gráfico que muestra una relación entre la temperatura de calentamiento máxima, particularmente, un punto de transformación  $Ac_1$  o mayor en el recocido y un diámetro del círculo equivalente de carbonitruros.

La Figura 6 es un gráfico que muestra una relación entre un diámetro del círculo equivalente de carbonitruros y una relación del área de la ferrita de no recristalización.

La Figura 7 es un gráfico que muestra una relación entre una cantidad total de otra fase y una relación  $\lambda$  de expansión de los agujeros.

[Realizaciones de la invención]

En adelante se describirá con detalle la presente invención.

Primero se describirán las causas por las los componentes del acero están limitadas en la presente invención.

C es un elemento que contribuye a un aumento de la resistencia a tracción y al límite elástico, y añadido en unas cantidades apropiadas de acuerdo con un nivel de resistencia objetivo. Además, C es también efectivo para obtener bainita. Cuando la cantidad de C es menor de 0,020% es difícil obtener una resistencia a tracción y un límite elástico objetivos, y de este modo el límite inferior se fija en 0,020%. Por una parte, cuando la cantidad de C es más del 0,080%, se provoca el deterioro de la ductilidad, la expansibilidad del agujero, y la soldabilidad. De este modo, el límite superior se fija en el 0,080%. Además, con el fin de establecer de forma segura la resistencia a tracción y el límite elástico, el límite inferior de C puede ser preferiblemente el 0,030% o el 0,040%, y el límite superior de C puede ser preferiblemente del 0,070% o el 0,060% preferiblemente.

Si es un elemento extremadamente importante de la presente invención. Si es efectivo en la mejora de la elasticidad de estiramiento mediante el endurecimiento de la ferrita a través del reforzamiento de la solución sólida para reducir la diferencia de dureza con una fase dura. Con el fin de obtener el efecto, es necesario fijar la cantidad de Si en el

## ES 2 653 250 T3

- 0,20% o más, y de este modo, el límite inferior se fija en el 0,20%. Por otra parte, el Si puede causar un problema de una disminución en la humectabilidad del chapado cuando se realiza el galvanizado en baño caliente y un problema de una disminución de la productividad debido al retardo de la reacción de la aleación. Por lo tanto, el límite superior de la cantidad de Si se fija en el 1,00%. Además, Si es un elemento estabilizador de la ferrita. El límite inferior de Si puede fijarse en 0,30% o 0,40% y límite superior de Si puede fijarse en el 0,90% o el 0,80% para obtener una cantidad apropiada de bainita.
- El Mn actúa como un elemento que contribuye a reforzar la solución sólida, y de este modo tiene un efecto de aumento de la resistencia. Además, el Mn es efectivo para obtener bainita. Además, es necesario contener un 0,80% o más de Mn para mejorar la expansibilidad de los agujeros. Por otra parte, cuando la cantidad de Mn es mayor del 2,30%, se produce un deterioro de la expansibilidad de los agujeros y de la soldabilidad, y así, su límite superior se fija en el 2,30%. Además, con el fin de obtener bainita de forma estable, el límite inferior del Mn puede fijarse en el 1,00%, el 1,20%, o el 1,80%, y el límite superior del Mn puede ser fijado en el 2,1% o el 2,00%.
- P es una impureza, y es segregado en juntas intergranulares para provocar una disminución en la tenacidad de la lámina de acero y el deterioro de la soldabilidad. Además, la reacción de aleación es extremadamente lenta durante el galvanizado en un baño caliente, y disminuye la productividad. Desde varios puntos de vista el límite superior de la cantidad de P se fija en 0,1500%. Como P es un elemento que disminuye la resistencia en un precio bajo, el límite inferior de la cantidad de P se fija preferiblemente en 0,0050% o más. Con el fin de mejorar más la tenacidad y la soldabilidad, el límite inferior de P puede ser fijado en 0,0060% o 0,0070%, y el límite superior de P puede ser fijado en 0,1000% o 0,0850%.
- S es una impureza y cuando su contenido es más del 0,0150%, se produce un agrietamiento en caliente o se deteriora la trabajabilidad. De este modo el límite superior de la cantidad de S se fija en 0,0015%. Debido a la restricción de los costes de producción, el límite inferior de la cantidad de S se fija en 0,0020%. Con el fin de mejorar la trabajabilidad, el límite inferior de S puede ser fijado en 0,0025%, y el límite superior de S puede ser fijado en 0,0100% o 0,0080%.
- Al es un elemento estabilizador de la ferrita similar a Si. Al es un elemento desoxidante y el límite inferior se fija en 0,010% o más a la vista de la desoxidación. Además, la adición excesiva de Al causa un deterioro de la soldabilidad, y de este modo su límite superior se fija en 0,100%. El límite inferior de Al puede ser fijado en 0,015% o 0,025%, y el límite superior de Al puede ser fijado en 0,080%, 0,060% o 0,040%.
- N es una impureza. Cuando la cantidad de N es más del 0,0100%, el deterioro de la tenacidad y la ductilidad y la ocurrencia de agrietamiento en una placa son significativos. Como N es efectivo en el aumento de la resistencia a tracción y el límite elástico, similar a C, N puede ser añadido positivamente cuando el límite superior de la cantidad de N se fija en 0,0100%. Además, N es efectivo en la obtención de bainita. Debido a la limitación en los costes de producción, el límite inferior de la cantidad de N se fija en 0,0010%. El límite inferior de N puede ser fijado en 0,0020% o 0,0030%, y el límite superior de N puede ser 0,0080%, 0,0060%, o 0,0050%.
- Además, Nb y Ti son unos elementos extremadamente importantes en la presente invención. Estos elementos tienen un efecto de retraso del avance de la recrystalización en un proceso de recocido para permitir que permanezca la ferrita de no recrystalización. Como la ferrita de no recrystalización contribuye al endurecimiento de la ferrita, la cantidad de la ferrita de no recrystalización es apropiadamente controlada para reducir la diferencia de dureza entre la ferrita y la fase dura, obteniendo de este modo un efecto de mejora de la elasticidad de estiramiento. Cuando uno o más de Nb y Ti están contenidos para satisfacer la condición de  $0,005\% \leq Nb + Ti < 0,030\%$ , la causa por la que el límite superior de al menos uno de Nb y Ti es menor que 0,030% es que cuando uno o más de Nb y Ti son añadidos en un contenido mayor que el límite superior, la ferrita de no recrystalización permanece excesivamente, y la ductilidad disminuye. Además, la causa por la que el límite inferior de uno o más de Nb y Ti se fijan en 0,005% es que cuando uno o más de Nb y Ti son añadidos en un contenido menor que el límite inferior, el efecto de supresión de la recrystalización es pequeño, y la ferrita de no recrystalización apenas permanece. Además, con el fin de mejorar la elasticidad de estiramiento, el límite inferior de uno o más de Nb y Ti puede ser fijado en 0,010%, y el límite superior de uno o más de Nb y Ti puede ser fijado en 0,025%.
- Todos los Mo, W, y V son elementos inhibidores de la recrystalización, y uno o más de estos elementos pueden ser añadidos según sea necesario. Con el fin de obtener el efecto de mejora de la resistencia, 0,005% de Mo, 0,005% de W, y 0,005% de V son preferiblemente añadidos respectivamente como los límites inferiores. Por otra parte, como la excesiva adición provoca un aumento en el coste de la aleación, los límites superiores son preferiblemente fijados en 1,000% de Mo, 1,000% de W, y 1,000% de V, respectivamente.
- Todos los B, Ni, Cu, y Cr son elementos que aumentan la templabilidad, y uno o más de estos elementos puede ser añadido según sea necesario. Con el fin de obtener el efecto de mejora de la resistencia, se añaden preferiblemente 0,0005% de B, 0,05% de Ni, 0,05% de Cu, y 0,05% de Cr respectivamente como los límites inferiores. Por otra parte, como una excesiva adición causa un aumento del coste de la aleación, los límites superiores son preferiblemente fijados en 0,0100% de B, 1,50% de Ni, 1,50% de Cu, y 1,50% de Cr, respectivamente.

## ES 2 653 250 T3

La lámina de acero laminado en frío de alta resistencia que contiene la composición química antes descrita puede contener impurezas inevitablemente incorporadas en un proceso de producción dentro del intervalo en el que un resto que incluye hierro como el componente principal no perjudica las propiedades de la presente invención.

5 A continuación se describen las causas por las el método de producción está limitado.

10 Una placa que tiene la composición antes descrita es calentada a una temperatura de 1150°C o más alta. La placa puede ser una placa inmediatamente después de ser producida por una instalación de fundición o una placa producida por un horno eléctrico. La causa por la que la temperatura está limitada a 1150°C o más es suficiente para descomponer y disolver los elementos y el carbón que forman el carbonitruro en el acero. Con el fin de disolver los carbonitruros precipitados la temperatura es preferiblemente 1200°C o mayor.

15 No obstante, cuando la temperatura de calentamiento es mayor de 1280°C, la temperatura no es preferible a la vista de los costes de producción, y de este modo, se fija preferiblemente en 1280°C como el límite superior.

20 Cuando una temperatura de acabado en laminado en caliente es menor que una temperatura de transformación  $Ar_3$ , los carbonitruros se precipitan y el tamaño de las partículas se hace grande en el área superficial, y la resistencia a tracción y la elasticidad de estiramiento disminuyen después del recocido, de modo que la temperatura de transformación de  $Ar_3$  se fija como el límite mínimo. Una temperatura de 900°C o más alta es preferible para precipitar de forma estable los precipitados de carbonitruros con un diámetro del círculo equivalente de 10 nm o menor. El límite superior de la temperatura de terminación es sustancialmente 1050°C a la vista de la temperatura de calentamiento de la placa.

25 Aquí,  $Ar_3$ °C es una temperatura de transformación de  $Ar_3$  obtenida por la siguiente Expresión 1.

$$Ar_3 = 910 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 40 \times [Al] - 92 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad (\text{Expresión 1})$$

En donde, los elementos entre corchetes representan una cantidad de los elementos por masa%, respectivamente.

30 Una temperatura de enfriamiento después de finalizar el laminado es una condición extremadamente importante de producción en la presente invención. En la presente invención es importante la supresión de la precipitación de los carbonitruros en la etapa de la lámina de acero laminado en caliente con la fijación de la temperatura de enfriamiento en 650°C o inferior, y las propiedades de la presente invención no están deterioradas por la historia hasta ese momento. Cuando la temperatura de enfriamiento es superior a 650°C los carbonitruros se precipitan y se hacen gruesos en la lámina de acero laminado en caliente, los efectos suficientes de supresión de la recrystalización no pueden ser obtenidos durante el recocido, y de este modo se fijan 650°C como el límite superior. Además, cuando la temperatura de enfriamiento es inferior a 450°C, aumenta la resistencia de la lámina de acero laminado en caliente y se aumenta la carga de laminado durante el laminado en frío. Por lo tanto, se fijan 450°C como el límite inferior.

40 El laminado en frío después de un típico tratamiento desoxidante se realiza en una reducción del 40% al 70%. Cuando la reducción es menor del 40%, la fuerza de impulsión de la recrystalización se hace pequeña durante el recocido, y así, la ferrita de no recrystalización permanece excesivamente después del recocido, lo que provoca una disminución de la ductilidad. De este modo, el límite inferior se fija en el 40%. Además, cuando la reducción es más del 70%, la fuerza de impulsión de recrystalización se hace mayor durante el recocido, y de este modo permanece una pequeña cantidad de ferrita de no recrystalización, lo que provoca una disminución de la resistencia de tracción y la elasticidad de estiramiento. Por lo tanto, el límite superior se fija en 70%.

50 El recocido se realiza preferiblemente por la instalación continua de recocido para controlar la temperatura de calentamiento y el tiempo de calentamiento. La temperatura de calentamiento máxima en el recocido es una condición de producción extremadamente importante en la presente invención. El límite inferior de la temperatura de calentamiento máxima se fija en una temperatura de transformación de  $Ac_1$ , y el límite superior se fija en (temperatura de transformación de  $Ac_1 + 40^\circ\text{C}$ ). Cuando la temperatura de calentamiento máxima es menor que la temperatura de transformación de  $Ac_1$ , no se obtienen una cantidad suficiente de una fase dura y de ferrita de no recrystalización, y se provoca una disminución de la resistencia a tracción. Por otra parte, cuando la temperatura máxima de calentamiento es superior a (temperatura de transformación de  $Ac_1 + 40^\circ\text{C}$ ), la cantidad de ferrita de no recrystalización se reduce como se muestra en la Figura 1, y así, se disminuye la elasticidad de estiramiento como se muestra en la Figura 2. La cantidad de bainita se aumenta como se muestra en la Figura 3, y así la elasticidad de estiramiento se disminuye como se muestra en la Figura 4. Como los carbonitruros se hacen más gruesos como se muestra en la Figura 5, la cantidad de la ferrita de no recrystalización se reduce como se muestra en la Figura 6, y la elasticidad de estiramiento se reduce como se muestra en la Figura 2. Por lo tanto, se fija como el límite superior (temperatura de transformación de  $Ac_1 + 40^\circ\text{C}$ ).

60 Aquí,  $Ac_1$ °C es una temperatura de transformación de  $Ac_1$  obtenida por la siguiente Expresión 2.

65 
$$Ac_1 = 723 + 212 \times [C] - 10,7 \times [Mn] + 29,1 \times [Si] \quad (\text{Expresión 2})$$

## ES 2 653 250 T3

En donde, los elementos entre corchetes representan una cantidad de los elementos por masa %, respectivamente.

- 5 Una tasa de aumento de la temperatura se fija de 2°C/s a 5°C/s en el recocido. Cuando la tasa de aumento de la temperatura es menor de 2°C/s, no sólo se deteriora la productividad sino también la recristalización procede a reducir la cantidad de ferrita de no recristalización, y así se disminuyen la resistencia a tracción y la elasticidad de estiramiento. Por lo tanto, el límite inferior se fija en 2°C/s. Además, cuando la tasa de aumento de la temperatura es más de 5°C/s, la ferrita de no recristalización permanece excesivamente, y se disminuye la ductilidad. De este modo, el límite superior se fija en 5°C/s.
- 10 Un tiempo de espera en la temperatura de calentamiento máxima en el recocido es una condición de producción extremadamente importante en la presente invención. El tiempo de espera de la lámina de acero dentro del intervalo de temperatura de la temperatura de transformación en (temperatura de transformación de  $Ac_1 + 40^\circ C$ ) se fija en 10 segundos hasta 200 segundos. Esto se debe a que cuando el tiempo de espera de la lámina de acero a la temperatura de calentamiento máxima es menor de 10 segundos, la ferrita de no recristalización permanece excesivamente, y así se disminuye la ductilidad. Por otra parte, cuando el tiempo de espera de la lámina de acero en la temperatura de calentamiento máxima es aumentado, se provoca una disminución de la productividad y también se reduce la cantidad de ferrita de no recristalización. Entonces, se disminuyen la resistencia a tracción y la elasticidad de estiramiento, y por lo tanto, el límite superior se fija en 200 segundos.
- 15
- 20 Además, después del recocido se puede llevar a cabo un enfriamiento primario para enfriar el acero dentro de un intervalo de temperatura de la lámina de acero de 600°C a 720°C a una tasa de enfriamiento de 10°C/s o menor. A continuación, la lámina de acero puede ser enfriada y controlada a una temperatura apropiada mediante un enfriamiento forzado con la pulverización de un refrigerante, tal como agua, soplado de aire, o niebla o similar, y un sobreenvejecimiento o templado se realizan adicionalmente durante el enfriamiento según sea necesario. A una temperatura de menos de 600°C la fracción de bainita es insuficiente y la ductilidad disminuye. A una temperatura mayor de 720°C la fracción de bainita es excesiva, y la ductilidad disminuye. Además, cuando la tasa de enfriamiento es mayor de 10°C/s la precipitación de ferrita es pequeña y la fracción de bainita llega a ser excesiva, y de este modo se disminuye la ductilidad. El límite inferior de la tasa de enfriamiento no está particularmente limitada, aunque es preferiblemente fijada en 1°C/s o más a la vista de la productividad y la controlabilidad del enfriamiento.
- 25
- 30 Cuando se realiza un galvanizado en un baño caliente, o un recocido posterior al galvanizado después del enfriamiento después del recocido, la composición del chapado en zinc no está particularmente limitada, y además de Zn, Fe, Al, Mn, Cr, Mg, Pb, Sn, Ni y similares pueden ser añadidos según sea necesario. El chapado puede ser realizado como un proceso independiente del recocido, pero es preferiblemente realizado a través de una línea continua de recocido – galvanización en un baño caliente, en el que el recocido, el enfriamiento, y el chapado son realizados continuamente en vista de la productividad. Cuando no se realiza el siguiente tratamiento de aleación, la lámina de acero es enfriada a una temperatura normal después del chapado.
- 35
- 40 Cuando se realiza un tratamiento de aleación es preferible que el tratamiento de aleación sea realizado dentro de un intervalo de temperatura de 450°C a 600°C después del chapado, y a continuación la lámina de acero es enfriada a una temperatura normal. Esto se debe a que la aleación no se produce a una temperatura menor de 450°C, y la aleación se produce excesivamente a una temperatura superior a 600°C, de modo que la capa chapada se hace quebradiza debido a un problema de exfoliación del chapado trabajando como con una presión o similar. Cuando el tiempo de tratamiento de la aleación es menor de 10 segundos la aleación no se produce suficientemente y por lo tanto es preferible 10 segundos o una duración mayor. Además, el límite superior del tiempo de tratamiento de aleación no está particularmente limitado, pero preferiblemente está dentro de 100 segundos a la vista de la productividad.
- 45
- 50 A la vista de la productividad es preferible que el horno de tratamiento de aleación sea provisto continuamente en la línea de galvanización en un baño caliente y recocido para realizar el recocido, el enfriamiento, el chapado y el tratamiento de aleación, y el enfriamiento de una manera continua.
- 55 Ejemplos de la capa chapada mostrada en ejemplos incluyen la galvanización en baño caliente y el recocido posterior al galvanizado, y también está incluido el electrogalvanizado.
- 60 La pasada de laminado de endurecimiento se realiza para corregir la forma y asegurar las propiedades de la superficie, y es preferiblemente realizada en un intervalo de una relación de elongación del 0,2% al 2,0%. El motivo por el que el límite inferior de la relación de elongación de la pasada de laminado de endurecimiento se fija en 0,2% es que una suficiente mejora de la rugosidad superficial no se consigue en una relación de elongación de menos del 0,2%, y de este modo el límite inferior se fija en el 0,2%. Por otra parte, cuando la la pasada de laminado de endurecimiento se realiza en la relación de elongación de más del 2,0%, la lámina de acero está excesivamente endurecida por el trabajo para deteriorar la conformabilidad de prensa. Por lo tanto, el límite superior se fija en el 2,0%.
- 65 A continuación se describe una estructura metalográfica.

La microestructura de la lámina de acero obtenida por la presente invención está compuesta principalmente por ferrita y bainita. Cuando la relación del área de ferrita es menor del 80% la bainita aumenta y no se puede obtener una ductilidad suficiente. Por lo tanto, el límite inferior de la relación del área de ferrita se fija en el 80%. Cuando la relación del área de ferrita es el 95% o superior, en algunos casos no se puede asegurar una resistencia a tracción de 590 MPa o más, y por lo tanto el límite superior de la relación del área de ferrita se fija en menos del 95%. Además, la relación del área de ferrita es preferiblemente el 90% o menos.

Como la ferrita de no recristalización contribuye al endurecimiento de la ferrita, el efecto de mejora de la elasticidad de estiramiento se obtiene reduciendo la diferencia de dureza con la bainita con el control apropiado de la relación de área de la ferrita de no recristalización dentro de un intervalo del 1% o más y menos del 10%. Cuando la relación de la ferrita de no recristalización en la ferrita es menor que el 1% la ferrita de no recristalización no contribuye al endurecimiento de la ferrita, y por lo tanto, el límite inferior de la relación del área de la ferrita de no recristalización se fija en el 1% o más. Cuando la relación de la ferrita de no recristalización es el 10% o más se provoca una disminución en la relación de expansión del agujero o similar, y de este modo el límite superior se fija en menos del 10%.

La bainita contribuye a un alto fortalecimiento. No obstante, cuando la cantidad de bainita es excesiva se produce una disminución de la ductilidad, y de este modo el límite inferior se fija en el 5% y el límite superior se fija en el 20%.

Además, como se muestra en la Figura 7, como otra fase, hay perlita, austenita residual, y martensita. Cuando una cantidad total (relación de área o relación de volumen) de estos componentes es el 8% o más, la diferencia de dureza con la ferrita es grande, y así, se disminuye la relación de expansión del agujero o similar. Por lo tanto, el límite superior de la cantidad total de la perlita, la austenita residual, y la martensita se fija en menos del 8%. Cuando la estructura de la presente invención puede ser obtenida en el intervalo del componente de la presente invención, se puede obtener una resistencia a tracción de 590 MPa o más. El límite superior de la resistencia a tracción no está particularmente limitado. No obstante, considerando el límite inferior de la relación del área de la ferrita de la presente invención, el límite superior puede ser fijado en aproximadamente 780 MPa.

El diámetro del círculo equivalente de los carbonitruros que incluyen uno o ambos Nb y Ti se fija en 10 nm o menos. Como se muestra en la Figura 6, el promedio de diámetros de partículas de los carbonitruros es extremadamente importante para controlar de forma aproximada la cantidad de la ferrita de no recristalización, y cuando el diámetro del círculo equivalente es más de 10 nm no se puede obtener un efecto de supresión apropiado de la ferrita de no recristalización. Por lo tanto, el límite superior se fija en 10 nm. Además el límite inferior se fija en 1 nm o más en términos de exactitud en la medida.

La microestructura puede ser observada con un microscopio óptico recogiendo una muestra que tenga una superficie de observación que sea una sección transversal paralela a la dirección de laminado y la dirección del espesor, limpiando la superficie de observación, y realizando un mordentado nital, y si es necesario, un mordentado Le Pera. En la observación de la microestructura, con respecto a la muestra recogida de una posición arbitraria de la lámina de acero, una porción que está en 1/4 de una porción a lo largo de la dirección del espesor fue representada con un aumento de 1000 veces en un intervalo de 300x300  $\mu\text{m}$ . La imagen de la microestructura obtenida por el microscopio óptico es analizada binarizando la imagen en blanco y negro de modo que la relación de área de cada una o más de la perlita, bainita, y martensita pueda ser obtenida como una relación de área de fases distintas de la ferrita. La fracción fue medida para la muestra recogida de una posición arbitraria de la lámina de acero con por el anterior método de representación una porción de 1/4 a lo largo de la dirección del espesor con un aumento de 1000 veces en un intervalo de 300x300  $\mu\text{m}$  y teniendo 3 o más campos de visión representados. Es difícil distinguir la austenita residual de la martensita con el microscopio óptico, pero la relación de volumen de la austenita residual puede ser medida por un método de difracción de rayos X. La muestra usada en la observación de la microestructura antes mencionada se usa para obtener la fracción de la austenita residual. La ferrita de no recristalización y la ferrita distinta de la ferrita de no recristalización pueden ser determinadas analizando los datos de medida de la orientación de un patrón de dispersión de electrones (EBSP) por el método de Desorientación Promedio de Kernel (método KAM). En los granos de la ferrita de no recristalización las dislocaciones son recubiertas, pero está presente un continuo cambio de la orientación, el cual es causado por la deformación plástica durante el laminado en frío. Por otra parte, el cambio en la orientación de los granos de la ferrita distinta de la ferrita de no recristalización se hace extremadamente pequeño. En el método KAM es posible indicar cuantitativamente la diferencia de orientación con un punto de medición contiguo. En la presente invención, cuando un área entre los puntos de medida, los puntos de medida que tienen 5° o más de promedio de diferencia de orientación, se define como grano límite, un grano en el que la diferencia del promedio de orientación con un punto de medida contiguo es 1° o menos y cuyo tamaño del grano es más de 0,5  $\mu\text{m}$  se define como la ferrita distinta de la ferrita de no recristalización. Esto es, la relación de área de la ferrita de no recristalización es una relación de área obtenida por la sustracción de la relación del área de ferrita distinta de la ferrita de no recristalización de la relación del área de la ferrita total. La relación del área obtenida de la microestructura es la misma que la relación de volumen.

El promedio del tamaño de las partículas de los carbonitruros incluyendo uno o ambos de Nb y Ti se mide para preparar una muestra de extracción réplica extraída de una porción que está a una profundidad de 1/4 del espesor



de la lámina desde una superficie de una posición arbitraria de la lámina de acero, y observando los carbonitruros como un objetivo con un microscopio electrónico tipo de transmisión (TEM) para obtener el tamaño promedio de partículas de los carbonitruros. El tamaño de partículas promedio fue obtenido representando una imagen con un aumento de 10000 veces en un intervalo de  $10 \times 10 \mu\text{m}$ , y contando al azar 100 partículas de carburos de aleación. Es difícil contar una partícula que tiene un tamaño de 1 nm, y se cuentan 100 partículas grandes no exactamente en orden descendente sino en orden aleatorio.

A continuación se describe un método de ensayo de cada propiedad mecánica. Una muestra de prueba de tracción de acuerdo con JIS Z 2201 N°5 fue tomada de una lámina de acero después de ser manufacturada, en la que la dirección de la anchura (referida como la dirección TD) es considerada como la dirección longitudinal, y las propiedades de tracción en la dirección TD fueron evaluadas de acuerdo con JIS Z 2241. La elasticidad de estiramiento fue evaluada de acuerdo con Japan Iron and Steel Federation Standard JFS T 1001. Cada una de las láminas de acero obtenidas fue cortada en piezas de un tamaño de 100mm x 100mm y después perforadas para tener un agujero con un diámetro de 10 mm con una holgura del 12% del espesor. A continuación, en un estado en el que la almohadilla de sujeción en blanco fue suprimida con una fuerza de 88,2 kN y en el que se usó una boquilla con un diámetro interior de 75 mm, se empujó una perforadora cónica de 60° a través del agujero para medir un diámetro del agujero en un límite de iniciación de una grieta. Se obtuvo una relación [%] del límite de expansión del agujero a partir de la siguiente (Expresión 3), y se evaluó la elasticidad de estiramiento basándose en la relación del límite de expansión del agujero.

$$\text{La relación del límite de expansión del agujero } \lambda[\%] = \{(D_f - D_0)/D_0\} \times 100 \quad (\text{Expresión 3}).$$

Aquí,  $D_f$  representa un diámetro del agujero [mm] en el momento de la iniciación de la grieta, y  $D_0$  representa un diámetro inicial del agujero [mm]. Además la adhesión de chapado se evalúa de acuerdo con JIS H 0401 por observación visual de un estado de la superficie de una película de chapado en una porción doblada por una prueba de doblado.

[Ejemplos]

Las láminas de acero fueron obtenidas fundiendo los aceros que tienen las composiciones mostradas en la Tabla 1, fundiendo para obtener las placas y manufacturando las láminas en las condiciones mostradas en las Tablas 2-1 y 2-2. “[-]” en la Tabla 1 indica que el valor analizado de un componente es menor que un límite de detección. Además, los valores de cálculo de  $Ar_3[\text{C}^\circ]$  y  $Ar_1[\text{C}^\circ]$  están también mostrados en la Tabla 1.

Una muestra de ensayo de tracción de acuerdo con JIS Z 2201 N° 5 fue tomada de una lámina de acero después de ser manufacturada, en la que la dirección de la anchura (referida como la dirección TD) es considerada como la dirección longitudinal, y las propiedades de tracción en la dirección TD fueron evaluadas de acuerdo con JIS Z 2241. Además la elasticidad de estiramiento fue evaluada de acuerdo con la Japan Iron and Steel Federation Standard JFS T 1001. Cada una de las láminas de acero obtenidas fue cortada en piezas de un tamaño de 100mm x 100mm y después perforadas para tener un agujero con un diámetro de 10 mm con un espacio libre del 12% del espesor. A continuación, en un estado en el que la almohadilla de sujeción en blanco fue suprimida con una fuerza de 88,2 kN y en la que se usó una boquilla con un diámetro interior de 75 mm, se aplicó una perforadora cónica a través del agujero para medir el diámetro del agujero en un límite de iniciación de la grieta. Se obtuvo una relación de expansión límite del agujero [%] a partir de la siguiente (Expresión 3), y se evaluó la elasticidad de estiramiento basada en la relación de expansión límite del agujero.

$$\text{La relación del límite de expansión del agujero } \lambda[\%] = \{(D_f - D_0)/D_0\} \times 100 \dots (\text{Expresión 3}).$$

Aquí  $D_f$  representa un diámetro de agujero [mm] en el momento de la iniciación de la grieta, y  $D_0$  representa un diámetro inicial del agujero. Además la adhesión del chapado se evalúa de acuerdo con JIS H 0401 por observación visual del estado de la superficie de una película de chapado en una porción doblada por un ensayo de doblado.

La microestructura de la sección transversal del espesor de la lámina de la lámina de acero fue observada en la forma antes descrita, y la relación del área de bainita fue obtenida como una relación del área total de la fase que no es ferrita y otras fases.

El resultado se muestra en las Tablas 3-1 y 3-2. En la presente invención una muestra que tiene 17000 [MPa%] o más de un producto de resistencia a tracción TS [MPa] y una elongación total EI[%], es decir  $TS \times EI[\text{MPa}\%]$ , que es un índice de ductilidad, se considera como aceptación. Una muestra que tiene 75% o más de, y preferiblemente 80% o más de la relación  $\lambda[\%]$ , que es un índice de expansión del agujero, se considera como aceptación. En un caso de una lámina de acero galvanizado en un baño caliente o una lámina de acero recocido posterior al galvanizado, la adhesión del chapado es también un objetivo. La adhesión del chapado fue evaluada de acuerdo con JIS H 0401 observando visualmente un estado de la superficie de una película de chapado en una porción doblada por un ensayo de doblado.

## ES 2 653 250 T3

- Como se muestra en las Tablas 3-1 y 3-2, es posible obtener una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero galvanizado en un baño caliente, y una lámina de acero recocido posterior al galvanizado que tienen una ductilidad y elasticidad de estiramiento excelentes sometiendo el acero que tiene la composición química de la presente invención a un laminado en caliente, un laminado en frío y un recocido en las condiciones apropiadas.
- 5 Por otra parte, para el Acero No. M, como la cantidad de C es grande, la elongación total se disminuye, el producto de la resistencia a tracción y la elongación total disminuyen, y también disminuye la relación de expansión del agujero.
- 10 Para el Acero No. N, como la cantidad de C es pequeña, la relación del área de bainita se reduce, la resistencia a tracción disminuye, y el producto de la resistencia a tracción y la elongación total disminuyen.
- Para el Acero No. O, como la cantidad de Si es pequeña, la relación de expansión del agujero disminuye.
- 15 Para el Acero No. P, como la cantidad de Si es grande, la relación del área de bainita se reduce, la resistencia a tracción y la elongación total disminuyen, el producto de la resistencia de tracción y la elongación total disminuyen, y la adhesión de chapado también disminuye.
- 20 Para el Acero No. Q, como la cantidad de Mn es pequeña, la relación del área de bainita se reduce, la resistencia a tracción y la elongación total disminuyen, el producto de la resistencia a tracción y la elongación total disminuye, y la relación de expansión del agujero también disminuye.
- 25 Para el Acero No. R, como la cantidad de Mn es grande la relación del área de bainita aumenta, la resistencia a tracción aumenta, la elongación total disminuye, el producto de la resistencia de tracción y la elongación total disminuye, y la relación de expansión del agujero también disminuye.
- 30 Para el Acero No. S, como la cantidad de Al es grande, la relación del área de bainita disminuye, la resistencia a tracción disminuye, el producto de la resistencia de tracción y la elongación total disminuye, y la relación de expansión del agujero también disminuye.
- 35 Para el Acero No. T, como la cantidad de N es grande, la relación del área de bainita aumenta, la elongación total disminuye, el producto de la resistencia de tracción y la elongación total disminuye, y la expansibilidad del agujero también disminuye.
- Para el Acero No. U, como la cantidad de Ti y Nb es pequeña, la relación del área de la ferrita de no recristalización se reduce, la resistencia a tracción y la relación de expansión del agujero disminuyen.
- 40 Para el Acero No. V, como la cantidad de Ti y Nb es grande, la relación del área de la ferrita de no recristalización aumenta, la elongación total disminuye, el producto de la resistencia de tracción y la elongación total disminuye, y la relación de expansión del agujero también disminuye.
- 45 Para el Acero No. W, como la cantidad de Nb es pequeña la relación del área de la ferrita de no recristalización se reduce, la resistencia a tracción y la relación de expansión del agujero disminuyen.
- Para el Acero No. X, como la cantidad de Ti es grande, la relación del área de la ferrita de no recristalización aumenta, la elongación total disminuye y el producto de la resistencia de tracción y la elongación total disminuye. También la relación de expansión del agujero disminuye.
- 50 Para el Acero No. Y, como la cantidad de Nb es grande, la relación del área de la ferrita de no recristalización aumenta, la elongación total disminuye, el producto de la resistencia de tracción y la elongación total disminuye y la relación de expansión del agujero también disminuye.
- 55 Para la Producción No 3, como la temperatura de calentamiento durante el laminado en caliente es baja, los carbonitruros se hacen más gruesos y el efecto de supresión de la recristalización durante el recocido es pequeño, y por lo tanto, la relación del área de la ferrita de no recristalización se reduce y la resistencia de tracción y la relación de expansión del agujero también disminuye.
- 60 Para la Producción No 6, como la temperatura de finalizado durante la laminación en caliente es ligeramente baja los carbonitruros se hacen más grandes y el efecto de supresión de la recristalización durante el recocido es pequeño, y de este modo la relación del área de la ferrita de no recristalización se reduce y la resistencia de tracción y la relación de expansión del agujero disminuyen.
- 65 Para la Producción No 9, como la temperatura de finalizado durante la laminación en caliente es ligeramente baja los carbonitruros se hacen más grandes y el efecto de supresión de la recristalización durante el recocido es pequeño, y de este modo la relación del área de la ferrita de no recristalización se reduce y la resistencia de tracción y la relación de expansión del agujero disminuyen.

## ES 2 653 250 T3

- 5 Para la Producción No 12, como la temperatura de finalizado durante la laminación en caliente es ligeramente baja los carbonitruros se hacen más grandes y el efecto de supresión de la recristalización durante el recocido es pequeño, y de este modo la relación del área de la ferrita de no recristalización se reduce y la resistencia de tracción y la relación de expansión del agujero disminuyen.
- 10 Para la Producción No 15, como la temperatura de enfriamiento es alta, los carbonitruros se hacen más grandes y el efecto de supresión de la recristalización durante el recocido es pequeño, y de este modo la relación del área de la ferrita de no recristalización se reduce y la resistencia de tracción y la relación de expansión del agujero disminuyen.
- 15 Para la Producción No 18, como la reducción del laminado en frío es baja, la relación del área de la ferrita de no recristalización aumenta y la elongación total disminuye, y de este modo el producto de la resistencia a tracción y la elongación total disminuye, y la relación de expansión del agujero también disminuye.
- 20 Para la Producción No 21, como la temperatura de calentamiento máxima es alta durante el recocido los carbonitruros se hacen más grandes, y el efecto de supresión de la recristalización durante el recocido es pequeño, la relación del área de la ferrita de no recristalización disminuye. La relación del área de la bainita aumenta, y de este modo la relación de expansión del agujero disminuye.
- 25 Para la Producción No 24, como la temperatura de calentamiento máxima durante el recocido es baja, la relación del área de la bainita se reduce, la resistencia a tracción y la elongación total disminuyen, y el producto de la resistencia a tracción y la elongación total disminuyen. También la relación de expansión del agujero disminuye.
- 30 Para la Producción No 25, como la temperatura final del calentamiento primario después del recocido es excesivamente alta, la relación del área de ferrita no alcanza un valor predeterminado, y relativamente la relación del área de bainita aumenta. La relación de expansión del agujero disminuye.
- 35 Para la Producción No 28, el tiempo de espera en la temperatura de calentamiento máxima durante el recocido es corto, la cantidad de bainita se reduce y la relación del área de la ferrita de no recristalización aumenta. De este modo, la elongación total disminuye, el producto de la resistencia a tracción y de la elongación total disminuye y la relación de expansión del agujero también disminuye.
- 40 Para la Producción No 29, como la temperatura final del calentamiento primario después del recocido es excesivamente baja, la relación del área de ferrita aumenta excesivamente, y relativamente, la relación del área de la bainita se reduce excesivamente. Mientras que la relación de expansión del agujero se satisface, la resistencia a tracción no alcanza un valor predeterminado, y también el equilibrio entre la resistencia a tracción y la elongación total es deficiente. El producto de la resistencia a tracción y la elongación total también disminuye.
- 45 Para la Producción No 32, como el tiempo de espera en la temperatura de calentamiento máximo durante el recocido es largo, los carbonitruros se hacen más grandes y el efecto de supresión de la recristalización durante el recocido es pequeño, y de este modo la relación del área de la ferrita de no recristalización se reduce y la relación del área de la bainita disminuye. Por lo tanto, la relación de la expansión del agujero disminuye.
- 50 Para la Producción No 33, como la tasa de enfriamiento primario del recocido es excesivamente alta, la relación del área de la ferrita no alcanza un valor predeterminado y relativamente, la relación del área de la bainita aumenta. Por lo tanto, la relación de expansión del agujero disminuye y también el equilibrio entre la resistencia a tracción y la elongación total es deficiente. El producto de la resistencia a tracción y la elongación total también disminuye.
- 55 Para la Producción No 34, como la temperatura de enfriamiento es baja y el efecto de supresión de la recristalización por los carbonitruros durante el recocido es grande, la relación del área de la ferrita de no recristalización aumenta y la elongación total disminuye. El producto de la resistencia a tracción y la elongación total disminuye y la relación de la expansión del agujero también disminuye.
- 60 Para la Producción No 39, como la tasa de aumento de la temperatura durante el recocido es alta, la relación del área de la ferrita de no recristalización aumenta y la elongación total disminuye. El producto de la resistencia a tracción y la elongación total disminuye y la relación de la expansión del agujero también disminuye.
- [Tabla 1]  
1.  
[Tabla 2-1]  
[Tabla 2-2]  
[Tabla 3-1]  
[Tabla 3-2]

[Aplicabilidad industrial]

5 De acuerdo con la presente invención, es posible proporcionar una lámina de acero laminado en frío de alta resistencia y una lámina de acero chapado que tenga una resistencia a tracción de 590 MPa o más, y una ductilidad y elasticidad de estiramiento excelentes, y la presente invención hace una contribución extremadamente significativa a la industria.

TABLA 1

Acero No	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	N %	Ti %	Nb %	Ti+Nb %	Mo %	W %	V %	B %	Ni %	Cu %	Cr %	Ac <sub>1</sub> °C	NOTAS
A	0,045	0,45	2,10	0,0071	0,0025	0,030	0,0033	-	0,015	0,15	-	-	-	-	-	-	-	720	723 ACERO DE INVENCIÓN
B	0,050	0,30	2,00	0,0068	0,0028	0,033	0,0034	0,020	-	0,020	-	-	-	-	-	-	-	723	721 ACERO DE INVENCIÓN
C	0,055	0,25	1,95	0,0070	0,0027	0,032	0,0033	-	0,025	0,025	-	-	-	-	-	-	-	724	721 ACERO DE INVENCIÓN
D	0,035	0,70	1,90	0,0069	0,0026	0,025	0,0039	-	0,020	0,020	-	-	-	-	0,30	-	-	736	730 ACERO DE INVENCIÓN
E	0,050	0,30	2,00	0,0067	0,0025	0,027	0,0035	0,010	0,010	0,025	0,15	-	-	-	-	-	0,15	702	721 ACERO DE INVENCIÓN
F	0,055	0,40	1,85	0,0073	0,0030	0,028	0,0040	0,025	-	0,025	-	0,20	0,20	-	-	-	-	738	727 ACERO DE INVENCIÓN
G	0,070	0,25	1,50	0,0070	0,0029	0,033	0,0035	0,015	0,010	0,025	-	-	-	0,0010	-	0,50	-	715	729 ACERO DE INVENCIÓN
H	0,060	0,35	1,95	0,0071	0,0028	0,039	0,0036	-	0,010	0,010	0,10	-	-	-	-	-	-	717	725 ACERO DE INVENCIÓN
I	0,040	0,50	2,05	0,0065	0,0024	0,035	0,0041	0,010	0,015	0,025	-	0,10	-	0,0010	0,15	-	-	721	724 ACERO DE INVENCIÓN
J	0,030	0,65	1,80	0,0073	0,0023	0,031	0,0039	-	0,010	0,010	0,15	-	0,30	-	-	0,30	-	718	729 ACERO DE INVENCIÓN
K	0,065	0,55	1,40	0,0069	0,0024	0,035	0,0033	0,020	-	0,020	0,10	0,20	-	-	0,30	-	0,30	745	738 ACERO DE INVENCIÓN
L	0,075	0,80	1,20	0,0081	0,0030	0,029	0,0034	-	0,025	0,025	-	-	-	0,0015	-	0,50	0,50	736	749 ACERO COMPARATIVO
M	0,150	0,30	2,00	0,0079	0,0027	0,034	0,0033	-	0,015	0,015	-	-	-	-	-	-	-	691	742 ACERO COMPARATIVO
N	0,010	0,35	1,70	0,0068	0,0033	0,037	0,0031	0,010	0,010	0,020	-	-	-	-	-	-	-	765	717 ACERO COMPARATIVO
O	0,050	0,05	1,80	0,0077	0,0025	0,036	0,0038	0,020	-	0,020	-	-	-	0,0015	-	-	-	733	716 ACERO COMPARATIVO
P	0,040	1,50	2,10	0,0070	0,0032	0,029	0,0032	-	0,010	0,010	-	-	-	-	-	-	-	756	753 ACERO COMPARATIVO
Q	0,045	0,45	0,50	0,0088	0,0025	0,030	0,0037	-	0,020	0,020	0,15	-	-	-	-	-	-	854	740 ACERO COMPARATIVO
R	0,055	0,30	3,00	0,0071	0,0028	0,031	0,0033	0,015	-	0,015	-	-	-	-	-	-	-	629	711 ACERO COMPARATIVO
S	0,035	0,40	2,20	0,0073	0,0031	0,120	0,0034	0,015	0,010	0,025	-	-	-	-	-	-	-	716	719 ACERO COMPARATIVO
T	0,050	0,45	1,90	0,0081	0,0030	0,032	0,0140	0,010	0,015	0,025	-	-	-	-	-	-	-	737	726 ACERO

U	0,050	0,35	1,95	0,0085	0,0026	0,034	0,0029	<u>0,002</u>	-	<u>0,035</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	730	723	COMPARATIVO ACERO COMPARATIVO
V	0,045	0,50	2,00	0,0075	0,0028	0,040	0,0040	0,010	0,025	<u>0,002</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	725	726	COMPARATIVO ACERO COMPARATIVO
W	0,045	0,40	1,90	0,0078	0,0032	0,033	0,0041	-	<u>0,002</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	737	724	COMPARATIVO ACERO COMPARATIVO
X	0,055	0,45	2,00	0,0080	0,0029	0,031	0,0035	<u>0,035</u>	-	<u>0,035</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	727	726	COMPARATIVO ACERO COMPARATIVO
Y	0,050	0,50	1,85	0,0068	0,0031	0,038	0,0036	-	<u>0,035</u>	<u>0,035</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	744	728	COMPARATIVO ACERO COMPARATIVO

(ANOTACIÓN 1) LOS VALORES SUBRAYADOS ESTÁN FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCION

TABLA 2-1

(1)	(2)	(3)		(4)	(10)	(11)	(12)	(5)		(16)	(17)	(6)	
		(7)	(8)					(13)	(14)				
A	1	1220	930	580	60	3	750	100	620	3	540	25	0.4
	2	1200	910	550	60	3	755	80	680	5	-	-	0.6
	3	1060	920	540	60	2	750	120	650	4	550	30	0.4
B	4	1200	920	550	65	3	755	100	630	3	550	30	0.6
	5	1220	920	560	65	3	755	120	700	3	540	30	0.6
	6	1220	900	550	85	4	760	100	650	6	550	20	0.6
C	7	1200	940	480	60	3	760	80	640	5	550	25	0.6
	8	1200	930	520	60	3	760	100	690	4	550	30	0.4
	9	1210	900	580	65	1	755	120	620	5	540	30	0.6
D	10	1230	900	550	55	3	760	80	650	5	-	-	0.6
	11	1250	940	500	60	3	750	100	630	5	550	30	0.8
	12	1210	720	590	60	3	760	100	670	5	550	25	0.8
E	13	1180	920	570	65	4	755	100	710	3	-	-	0.6
	14	1200	930	550	60	3	750	100	660	2	520	30	0.6
	15	1220	920	700	65	3	750	120	650	3	540	30	0.8
F	16	1220	880	450	55	3	765	80	650	2	550	20	0.7
	17	1190	900	550	60	3	760	100	680	2	-	-	0.4
	18	1200	920	300	25	3	755	80	670	3	530	35	0.5
G	19	1240	920	590	60	2	745	100	640	5	550	30	0.5
	20	1220	910	580	60	3	755	100	630	4	560	30	0.8
	21	1200	900	590	65	3	820	120	610	4	560	35	0.8
H	22	1220	900	450	55	3	760	100	700	3	-	-	0.8
	23	1250	900	500	60	4	750	80	680	5	-	-	0.8
	24	1200	910	550	60	3	600	100	680	3	570	20	0.6
25	1210	900	550	55	4	750	90	750	3	540	25	0.4	

(ANOTACIÓN 1) LOS VALORES SUBRAYADOS ESTÁN FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN  
 (1) Acero No. (2) Manufacturación No. (3) Laminado en frío (4) Laminado en caliente (5) Recocido (6) Laminación de endurecimiento después de recocido  
 (7) Temperatura de calentamiento °C (8) Temperatura de terminado °C (9) Temperatura de enfriamiento °C (10) Reducción % (11) Tasa de aumento de la temperatura °C/s (12) Temperatura máxima de calentamiento °C (13) Tiempo de espera s (14) Temperatura final de enfriamiento primario °C (15) Tasa de enfriamiento del enfriamiento primario °C/s (16) Temperatura de tratamiento de la aleación °C (17) Tiempo de tratamiento de la aleación s (18) Relación de elongación %

TABLA 2-2

(1)	(2)		(3)		(4)		(11)	(12)	(5)			(17)	(6) (18)
	(7)	(8)	(9)	(10)	(13)	(14)			(15)	(16)			
I	26	1200	920	550	60	4	755	100	660	3	530	30	0.6
	27	1190	920	550	65	3	755	120	640	2	-	-	0.6
	28	1220	900	550	55	3	750	2	670	3	550	30	0.4
	29	1210	910	540	60	3	760	120	570	7	540	30	0.6
J	30	1220	900	480	60	3	765	100	650	8	-	-	0.8
	31	1230	920	590	65	2	760	100	700	5	540	25	0.8
	32	1220	900	520	50	3	755	400	710	4	530	35	0.6
	33	1200	900	530	60	3	760	80	670	15	550	30	0.6
K	34	1220	900	400	55	2	770	100	630	3	-	-	0.6
	35	1210	890	550	60	2	770	80	620	2	540	30	0.6
	36	1220	900	530	60	3	760	100	630	3	550	30	0.4
L	37	1210	920	550	65	3	770	120	630	3	520	35	0.4
	38	1220	910	600	60	3	780	120	650	3	-	-	0.6
	39	1240	900	450	60	10	765	100	630	2	550	20	0.4
M	40	1220	920	550	60	3	770	120	690	4	550	30	0.4
N	41	1200	900	550	55	3	750	100	700	5	540	25	0.6
O	42	1200	930	600	60	3	750	80	680	5	550	30	0.8
P	43	1220	900	580	65	3	770	100	670	4	540	30	0.6
Q	44	1230	900	450	60	3	770	100	630	4	-	-	0.4
R	45	1220	920	530	55	3	750	120	640	4	550	30	0.6
S	46	1220	900	550	65	3	750	80	650	5	540	30	0.6
T	47	1200	900	550	60	3	760	120	650	3	540	30	0.8
U	48	1190	900	530	60	3	760	100	660	2	550	30	0.6
V	49	1180	920	570	60	3	760	120	660	4	550	25	0.6
W	50	1200	920	580	60	3	760	80	630	3	-	-	0.6
X	51	1220	900	530	65	3	760	120	620	5	540	30	0.8
Y	51	1200	900	550	60	3	760	100	680	2	530	35	0.6

(ANOTACIÓN 1) LOS VALORES SUBRAYADOS ESTÁN FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN  
 (1) Acero No. (2) Manufacturación No. (3) Laminado en frío (4) Laminado en caliente (5) Recocido (6) Laminación de endurecimiento después de recocido (7) Temperatura de calentamiento °C (8) Temperatura de terminado °C (9) Temperatura de enfriamiento °C (10) Reducción % (11) Tasa de aumento de la temperatura °C/s (12) Temperatura máxima de calentamiento °C (13) Tiempo de espera s (14) Temperatura final de enfriamiento primario °C (15) Tasa de enfriamiento del enfriamiento primario °C/s (16) Temperatura de tratamiento de la aleación °C (17) Tiempo de tratamiento de la aleación s (18) Relación de elongación %



TABLA 3-1

(1)	(2)	(3)			(4)			(5)			(14)	(15)	(16)
		(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)				
A	1	89	7	11	0	7	440	610	29	17690	100	BUENA	
	2	87	6	13	0	8	450	630	28	17640	90	BUENA	
	3	88	0	12	0	30	400	580	30	17400	70	BUENA	
B	4	88	8	11	1	6	445	620	28	17360	105	BUENA	
	5	87	7	13	0	7	455	635	28	17780	95	BUENA	
	6	87	0	13	0	25	405	580	30	17400	70	BUENA	
C	7	89	9	10	1	5	450	620	28	17360	110	BUENA	
	8	88	8	11	1	6	460	635	28	17780	100	BUENA	
	9	88	0	12	0	35	400	580	30	17400	70	BUENA	
D	10	88	9	12	0	5	445	625	28	17500	90	-	
	11	89	9	11	0	5	405	620	28	17360	95	BUENA	
	12	86	0	14	0	25	420	585	30	17550	70	BUENA	
E	13	88	7	12	0	7	420	615	29	17835	105	BUENA	
	14	89	8	11	0	6	420	615	29	17835	105	BUENA	
	15	88	0	11	1	15	410	580	30	17400	70	BUENA	
F	16	87	7	13	0	7	470	630	28	17640	95	BUENA	
	17	88	8	12	0	6	470	630	28	17640	95	-	
	18	88	20	12	0	4	510	660	24	15840	65	BUENA	
G	19	86	9	12	2	4	480	640	27	17280	85	BUENA	
	20	90	8	10	0	6	440	615	29	17835	100	BUENA	
	21	75	2	15	10	25	390	710	24	17040	50	BUENA	
H	22	88	5	10	2	9	440	630	28	17640	95	-	
	23	87	6	12	1	8	440	625	28	17500	100	-	
	24	100	50	0	0	5	480	560	26	14560	55	BUENA	
	25	72	5	25	3	5	380	700	25	17500	65	BUENA	

(ANOTACIÓN 1) LOS VALORES SUBRAYADOS ESTÁN FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN

(1) Acero No.m (2) Manufacturación No (3) Microestructura (4) Carbonitruros (5) Propiedades mecánicas (6) Relación de área de Ferrita % (7) Relación de área de Ferrita de no recristalización % (8) Relación de área de bainita % (9) Cantidad total de la otra fase % (10) Diámetro de círculo equivalente nm (11) Limite elastico YP MPa (12) Resistencia a tracción TS MPa (13) Elongación total El % (14) TSxEl MPa % (15) Relación de expansión del agujero λ % (16) Adhesión de chapado

TABLA 3-2

(1)	(2)	(3)			(4)			(5)			(14)	(15)	(16)
		(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)				
I	26	88	9	12	0	4	445	625	28	17500	105	BUENA	
	27	87	9	12	1	5	445	625	28	17500	100	BUENA	
	28	97	15	3	0	3	520	605	26	15730	70	BUENA	
	29	98	5	2	0	4	340	550	30	16500	80	BUENA	
J	30	87	6	12	1	6	440	615	29	17835	105	-	
	31	88	7	12	0	7	440	615	29	17835	105	BUENA	
	32	75	0	22	3	25	400	680	26	17680	60	BUENA	
	33	73	5	24	3	5	500	720	23	16560	60	BUENA	
K	34	86	15	13	1	2	510	640	25	16000	70	BUENA	
	35	87	8	13	0	6	445	625	28	17500	90	BUENA	
	36	87	9	13	0	5	460	630	28	17640	90	BUENA	
L	37	88	8	12	0	6	450	620	28	17360	100	BUENA	
	38	86	7	13	1	7	450	630	28	17640	90	-	
	39	89	30	11	0	2	580	655	24	15720	60	BUENA	
	40	88	8	12	0	6	520	720	22	15840	50	BUENA	
M	41	100	8	0	0	6	360	550	30	16500	95	BUENA	
N	42	90	9	10	0	4	460	620	28	17360	60	BUENA	
O	43	97	4	3	0	10	500	580	28	16240	120	MALA	
P	44	98	9	2	0	4	500	585	28	16380	70	BUENA	
Q	45	90	7	30	10	7	500	720	22	15840	65	BUENA	
R	46	97	8	3	0	6	500	580	28	16240	70	-	
S	47	70	8	25	5	6	480	680	23	15640	65	BUENA	
T	48	87	0	0	1	8	360	585	30	17550	65	BUENA	
U	49	87	25	20	0	7	515	640	25	16000	60	BUENA	
V	50	88	0	25	0	8	360	585	30	17550	65	-	
W	51	87	20	20	0	7	500	630	25	15750	60	BUENA	
X	52	87	25	25	1	7	515	640	25	16000	60	BUENA	

(ANOTACIÓN 1) LOS VALORES SUBRAYADOS ESTÁN FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN  
 (1) Acero No.m (2) Manufacturación No (3) Microestructura (4) Carbonitros (5) Propiedades mecánicas (6) Relación de área de Ferrita % (7) Relación de área de Ferrita de no recristalización % (8) Relación de área de bainita % (9) Cantidad total de la otra fase % (10) Diámetro de círculo equivalente nm (11) Limite elástico YP MPa (12) Resistencia a tracción TS MPa (13) Elongación total EI % (14) TSxEI MPa % (15) Relación de expansión del agujero λ % (16) Adhesión de chapado

## REIVINDICACIONES

- 5 1. Una lámina de acero laminado en frío que consta de, por masa%:
- 10 C: 0,020% o más y 0,080% o menos;  
Si: 0,20% o más y 1,00% o menos;  
Mn: 0,80% o más y 2,30% o menos;  
P: 0,0050% o más y 0,1500% o menos;  
S: 0,0020% o más y 0,0150% o menos;  
Al: 0,010% o más y 0,100% o menos;  
N: 0,0010% o más y 0,0100% o menos; y comprendiendo además:
- 15 uno o más de Nb y Ti que satisfagan un requerimiento de  $0,005\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} < 0,030\%$ ;  
opcionalmente además uno o más de, por masa%:
- 20 Mo: 0,005% o más y 1,000% o menos;  
W: 0,005% o más y 1,000% o menos;  
V: 0,005% o más y 1,000% o menos;  
B: 0,0005% o más y 0,0100% o menos;  
Ni: 0,05% o más y 1,50% o menos;  
Cu: 0,05% o más y 1,50% o menos; y  
Cr: 0,05% o más y 1,50% o menos y
- 25 un resto de Fe e impurezas inevitables,  
en donde una estructura consta de una ferrita de la que una relación del área es el 80% o más y menos del  
95%, una bainita de la que una relación del área es del 5% al 20%, y otra fase de la que una cantidad total es  
menor del 8%,  
siendo la otra fase una perlita, una austenita residual, y una martensita, una relación de área de la ferrita de no  
30 recristalización en la ferrita es el 1% o más y menos del 10%,  
un diámetro de círculo equivalente de un carbonitruro que incluye uno o ambos de Nb y Ti es 1 nm o más y 10  
nm o menos, y una resistencia de tracción de 590 MPa o más.
- 35 2. La lámina de acero laminado en frío de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende uno o más de, por  
masa%:
- 40 Mo: 0,005% o más y 1,000% o menos;  
W: 0,005% o más y 1,000% o menos;  
V: 0,005% o más y 1,000% o menos;  
B: 0,0005% o más y 0,0100% o menos;  
Ni: 0,05% o más y 1,50% o menos;  
Cu: 0,05% o más y 1,50% o menos; y  
Cr: 0,05% o más y 1,50% o menos.
- 45 3. Una lámina de acero chapado, en donde el chapado es provisto sobre una superficie de la lámina de acero  
laminado en frío de acuerdo con la reivindicación 1 ó 2.
- 50 4. Un método para manufacturar una lámina de acero laminado en frío de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, que  
comprende:
- 55 calentar una placa que tiene una composición de acuerdo con la reivindicación 1 o 2 a 1150°C o más y 1280°C  
o menos;  
terminar un laminado de terminación a una temperatura de  $\text{Ar}_3$ °C o más y 1050°C o menos;  
un tratamiento desoxidante y después un laminado en frío de una lámina laminada en caliente, la cual es  
enfriada en un intervalo de temperaturas de 450°C o más y 650°C o menos, con una reducción del 40% o más  
y el 70% o menos; después  
calentar en un intervalo de temperatura de  $\text{Ac}_1$ °C o más y  $(\text{Ac}_1 + 40)$ °C o menos en una tasa de aumento de  
2°C/s o más y 5°C/s o menos;  
60 recocer la lámina de acero laminado en frío en un intervalo de temperaturas  $\text{Ac}_1$ °C o más y  $(\text{Ac}_1 + 40)$ °C o  
menos y en un tiempo de espera de 10 segundos o más y 200 segundos o menos; y  
un enfriamiento primario inmediatamente después del recocido en un intervalo de temperaturas de la lámina  
de acero de 600°C o más y 720°C o menos a una tasa de enfriamiento de 10°C/s o menos en un intervalo  
entre el recocido para llegar a una temperatura normal,  
65 en donde la  $\text{Ar}_3$ °C y la  $\text{Ac}_1$ °C es una temperatura de transformación de  $\text{Ar}_3$  y una temperatura de  
transformación de  $\text{Ac}_1$ , respectivamente, calculadas a partir de las Expresiones 1 y 2;

## ES 2 653 250 T3

$$Ar_3 = 910 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 40 \times [Al] - 92 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \quad (\text{Expresión 1}),$$

$$Ac_1 = 723 + 212 \times [C] - 10,7 \times [Mn] + 29,1 \times [Si] \quad (\text{Expresión 2}),$$

5 y los elementos entre corchetes representan una cantidad de los elementos por masa%, respectivamente.

5. Un método para manufacturar una lámina de acero chapado, que comprende:

10 chapar la lámina de acero laminado en frío manufacturada por el método de acuerdo con la reivindicación 4 después del recocido y el enfriamiento.

6. El método para manufacturar una lámina de acero chapado de acuerdo con la reivindicación 5, que comprende:

15 un tratamiento en caliente de la lámina de acero chapado en un intervalo de temperaturas de 450°C o más y 600°C o menos con 10 segundos o más.

FIG. 1

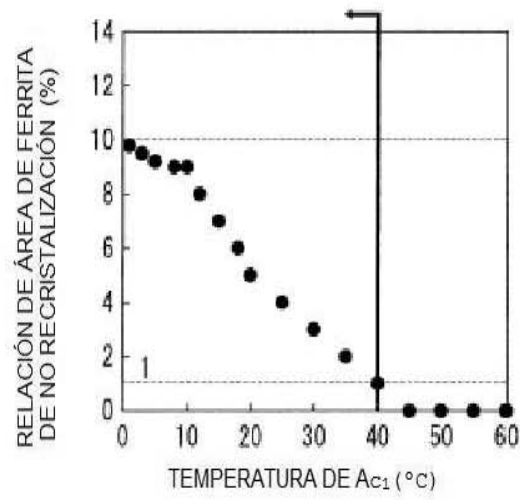


FIG. 2



FIG. 3

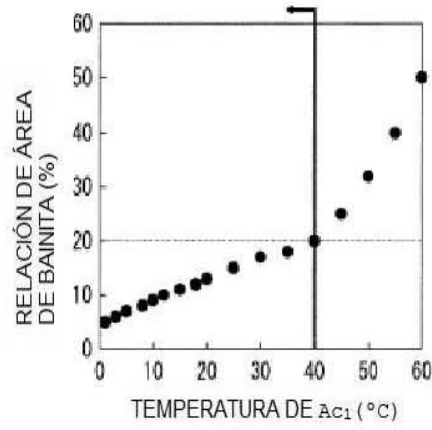


FIG. 4

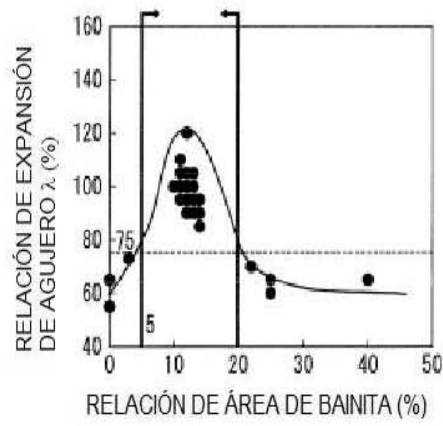


FIG. 5

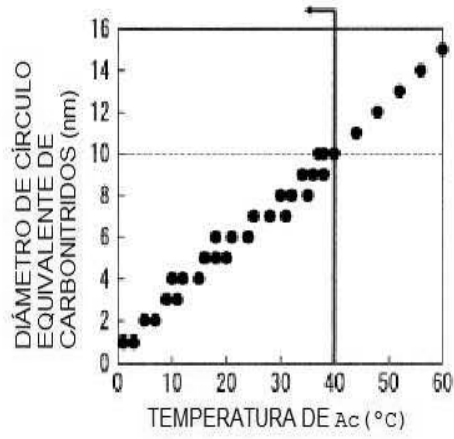


FIG. 6

