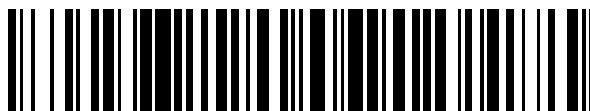


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 759 851**

51 Int. Cl.:

<b>C21D 1/18</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/08</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)	<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/58</b>	(2006.01)	<b>C21D 7/13</b>	(2006.01)
<b>B21D 22/20</b>	(2006.01)	<b>B21D 22/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/16</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/28</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **20.12.2013 PCT/JP2013/084333**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **25.06.2015 WO15092929**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **20.12.2013 E 13899869 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **02.10.2019 EP 3085801**

54 Título: **Miembro de lámina de acero prensado en caliente y método para fabricar el mismo**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**12.05.2020**

73 Titular/es:  
**NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)**  
**6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku**  
**Tokyo, JP**

72 Inventor/es:  
**HAYASHI, KOUTAROU y**  
**NISHIBATA, TOSHINOBU**

74 Agente/Representante:  
**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 759 851 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**

Miembro de lámina de acero prensado en caliente y método para fabricar el mismo

**Campo técnico**

5 La presente invención se refiere a un miembro de lámina de acero prensado en caliente usado para un componente mecánico estructural y similares, y un método para fabricar el mismo.

**Antecedentes de la técnica**

10 Para la reducción en el peso de un automóvil, los esfuerzos para aumentar la resistencia de un material de acero usado para una carrocería de automóvil y para reducir el peso del material de acero usado han avanzado. En una lámina de acero fina ampliamente usada para el automóvil, la formabilidad por prensado de la misma disminuye generalmente con un aumento en la resistencia, haciendo difícil por tanto fabricar un componente que tenga una forma complicada. Por ejemplo, una pieza altamente procesada se fractura con una disminución en la ductilidad, y la recuperación elástica se hace prominente para deteriorar la precisión dimensional. Por consiguiente, es difícil fabricar componentes realizando una formación por prensado en una lámina de acero de alta resistencia, en particular, una lámina de acero que tenga una resistencia a la tracción de 980 MPa o más. Es fácil procesar la lámina de acero de alta resistencia no por formación por prensado sino por formación por laminación, pero su objetivo de aplicación está limitado a un componente que tenga una sección transversal uniforme en una dirección longitudinal.

15 En las bibliografías de patente 1 a 4 se describen métodos llamados prensado en caliente que pretenden obtener una alta formabilidad en la lámina de acero de alta resistencia. Mediante el prensado en caliente, es posible formar la lámina de acero de alta resistencia con alta precisión para obtener un miembro de lámina de acero prensado en caliente de alta resistencia.

20 Por otra parte, se requiere mejorar también el miembro de lámina de acero prensado en caliente en ductilidad. Sin embargo, la microestructura del acero de la lámina de acero obtenida por los métodos descritos en las bibliografías de patente 1 a 4 es sustancialmente una fase única de martensita, y por tanto es difícil que los métodos mejoren en ductilidad.

25 En las bibliografías de patente 5 a 7 se describen miembros de láminas de acero prensado en caliente que pretenden mejorar en ductilidad, pero también es difícil que estos miembros de láminas de acero prensados en caliente convencionales equilibren la resistencia y la ductilidad.

30 En la bibliografía de patente 8 se describe también un miembro de lámina de acero prensado en caliente que pretende mejorar en ductilidad. Sin embargo, la fabricación del miembro de lámina de acero prensado en caliente requiere un control complicado, y por tanto tiene otros problemas tales como una disminución en la productividad y un aumento en el coste de fabricación.

**Lista de citaciones**

Bibliografía de patentes

- 35 Bibliografía de patente 1: patente de Reino Unido N° 1490535
- Bibliografía de patente 2: publicación de patente japonesa abierta al público N° 10-96031
- Bibliografía de patente 3: publicación de patente japonesa abierta al público N° 2009-197253
- Bibliografía de patente 4: publicación de patente japonesa abierta al público N° 2009-35793
- Bibliografía de patente 5: publicación de patente japonesa abierta al público N° 2010-65292
- Bibliografía de patente 6: publicación de patente japonesa abierta al público N° 2010-65293
- 40 Bibliografía de patente 7: traducción japonesa de la publicación de solicitud internacional PCT N° 2010-521584
- Bibliografía de patente 8: publicación de patente japonesa abierta al público N° 2010-131672

Las bibliografías de patente WO 2013/133164 A1, JP 2013 184218 A y JP 2013 185248 A también describen miembros de láminas de acero prensados en caliente.

**Compendio de la invención**

45 Problema técnico

Un objeto de la presente invención es proporcionar un miembro de lámina de acero prensado en caliente capaz de obtener una resistencia y ductilidad excelentes sin realizar un control complicado, y un método para fabricar el mismo.

## Solución al problema

5 Como resultado de serios estudios para solucionar los problemas anteriores, los inventores de la presente solicitud han encontrado que puede obtenerse un miembro de lámina de acero prensado en caliente que tiene una microestructura del acero que es una microestructura multifase que contiene ferrita y martensita sin realizar un control complicado como el descrito en la bibliografía de patente 8, tratando una lámina de acero para prensado en caliente que tiene una composición química que contiene cantidades específicas de C y Mn y una cantidad relativamente grande de Ti, y que tiene una microestructura del acero específica, que incluye un prensado en caliente en condiciones específicas. Los inventores de la presente solicitud han encontrado también que el miembro de lámina de acero prensado en caliente tiene una alta resistencia a la tracción de 980 MPa o más y una ductilidad excelente. Los inventores de la presente solicitud han alcanzado diversos aspectos de la invención descritos a continuación.

(1) Un miembro de lámina de acero prensado en caliente, que incluye:

una composición química, representada por, en % en masa:

C: 0,10% a 0,24%;

Si: 0,001% a 2,0%;

15 Mn: 1,2% a 2,3%;

Al sol.: 0,001% a 1,0%;

Ti: 0,060% a 0,20%;

P: 0,05% o menos;

S: 0,01% o menos;

20 N: 0,01% o menos;

Nb: 0% a 0,20%;

V: 0% a 0,20%;

Cr: 0% a 1,0%;

Mo: 0% a 0,15%;

25 Cu: 0% a 1,0%;

Ni: 0% a 1,0%;

Ca: 0% a 0,01%;

Mg: 0% a 0,01%;

REM: 0% a 0,01%;

30 Zr: 0% a 0,01%;

B: 0% a 0,005%;

Bi: 0% a 0,01%; y

resto: Fe e impurezas; y

una microestructura del acero representada por, en % de área:

35 ferrita: 10% a 70%;

martensita: 30% a 90%; y

una relación de área total de ferrita y martensita: 90% a 100%,

en donde 90% o más de todo el Ti en el acero está precipitado, y

en donde una resistencia a la tracción del miembro de lámina de acero prensado en caliente es 980 MPa o más.

40 (2) El miembro de lámina de acero prensado en caliente según (1), en donde la composición química contiene uno más seleccionados del grupo que consiste en, en % en masa:

## ES 2 759 851 T3

Nb: 0,003% a 0,20%;

V: 0,003% a 0,20%;

Cr: 0,005% a 1,0%;

Mo: 0,005% a 0,15%;

5 Cu: 0,005% a 1,0%; y

Ni: 0,005% a 1,0%.

(3) El miembro de lámina de acero prensado en caliente según (1) o (2), en donde la composición química contiene uno más seleccionados del grupo que consiste en, en % en masa:

Ca: 0,0003% a 0,01%;

10 Mg: 0,0003% a 0,01%;

REM: 0,0003% a 0,01%; y

Zr: 0,0003% a 0,01%.

(4) El miembro de lámina de acero prensado en caliente según uno cualquiera de (1) a (3), en donde la composición química contiene, en % en masa, B: 0,0003% a 0,005%.

15 (5) El miembro de lámina de acero prensado en caliente según uno cualquiera de (1) a (4), en donde la composición química contiene, en % en masa, Bi: 0,0003% a 0,01%.

(6) Un método para fabricar un miembro de lámina de acero prensado en caliente, que incluye:

calentar una lámina de acero para prensado en caliente en una zona de temperatura de una temperatura  $Ac_3$  a la temperatura  $Ac_3 + 100^\circ C$  durante 1 minuto a 10 minutos; y

20 prensar en caliente después del calentamiento,

en donde el prensado en caliente incluye:

primer enfriamiento en una zona de temperatura de  $600^\circ C$  a  $750^\circ C$ ; y

segundo enfriamiento en una zona de temperatura de  $150^\circ C$  a  $600^\circ C$ ,

25 en donde una velocidad de enfriamiento media es  $3^\circ C/segundo$  a  $200^\circ C/segundo$  para causar que la ferrita empiece a precipitar en la zona de temperatura de  $600^\circ C$  a  $750^\circ C$  en el primer enfriamiento,

en donde la velocidad de enfriamiento media es  $10^\circ C/segundo$  a  $500^\circ C/segundo$  en el segundo enfriamiento, y

en donde la velocidad de enfriamiento media en la zona de temperatura de  $600^\circ C$  a  $150^\circ C$  se aumenta,

comprendiendo la lámina de acero para prensado en caliente:

una composición química representada por, en % en masa:

30 C: 0,10% a 0,24%;

Si: 0,001% a 2,0%;

Mn: 1,2% a 2,3%;

Al sol.: 0,001% a 1,0%;

Ti: 0,060% a 0,20%;

35 P: 0,05% o menos;

S: 0,01% o menos;

N: 0,01% o menos;

Nb: 0% a 0,20%;

V: 0% a 0,20%;

Cr: 0% a 1,0%;

Mo: 0% a 0,15%;

Cu: 0% a 1,0%;

Ni: 0% a 1,0%;

5 Ca: 0% a 0,01%;

Mg: 0% a 0,01%;

REM: 0% a 0,01%;

Zr: 0% a 0,01%;

B: 0% a 0,005%;

10 Bi: 0% a 0,01%; y

resto: Fe e impurezas,

en donde 70% o más de todo el Ti en el acero está precipitado.

(7) El método para fabricar un miembro de lámina de acero prensado en caliente según (6), en donde la composición química contiene uno o más seleccionados del grupo que consiste en, en % en masa:

15 Nb: 0,003% a 0,20%;

V: 0,003% a 0,20%;

Cr: 0,005% a 1,0%;

Mo: 0,005% a 0,15%;

Cu: 0,005% a 1,0%; y

20 Ni: 0,005% a 1,0%.

(8) El método para fabricar un miembro de lámina de acero prensado en caliente según (6) o (7), en donde la composición química contiene uno o más seleccionados del grupo que consiste en, en % en masa:

Ca: 0,0003% a 0,01%;

Mg: 0,0003% a 0,01%;

25 REM: 0,0003% a 0,01%; y

Zr: 0,0003% a 0,01%.

(9) El método para fabricar un miembro de lámina de acero prensado en caliente según una cualquiera de (6) a (8), en donde la composición química contiene, en % en masa, B: 0,0003% a 0,005%.

30 (10) El método para fabricar un miembro de lámina de acero prensado en caliente según una cualquiera de (6) a (9), en donde la composición química contiene, en % en masa, Bi: 0,0003% a 0,01%.

### Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, es posible obtener una ductilidad excelente a la vez de obtener una alta resistencia a la tracción sin realizar un control complicado.

### Breve descripción de los dibujos

35 [Fig. 1] La Fig. 1 es una vista que ilustra una fotografía de la microestructura metálica de un miembro de lámina de acero prensado en caliente según una realización.

### Descripción de realizaciones

40 En lo sucesivo, se describirán realizaciones de la presente invención. Las realizaciones de la presente invención se refieren a un miembro de lámina de acero prensado en caliente que tiene una resistencia a la tracción de 980 MPa o más.

Primero, se describirán las composiciones químicas del miembro de lámina de acero prensado en caliente (en lo sucesivo, denominado a veces “miembro de lámina de acero”) según la realización de la presente invención y una lámina de acero para prensado en caliente usada para fabricar el mismo. En la siguiente descripción, “%”, que es una unidad de contenido de cada elemento contenido en el miembro de lámina de acero o la lámina de acero para prensado en caliente, significa “% en masa”, a menos que se especifique de otra manera.

Las composiciones químicas del miembro de lámina de acero según la realización y la lámina de acero para prensado en caliente usada para fabricar el mismo se representan por, en % en masa: C: 0,10% a 0,24%; Si: 0,001% a 2,0%; Mn: 1,2% a 2,3%; Al sol.: 0,001% a 1,0%; Ti: 0,060% a 0,20%; P: 0,05% o menos; S: 0,01% o menos; N: 0,01% o menos; Nb: 0% a 0,20%; V: 0% a 0,20%; Cr: 0% a 1,0%; Mo: 0% a 0,15%; Cu: 0% a 1,0%; Ni: 0% a 1,0%; Ca: 0% a 0,01%; Mg: 0% a 0,01%; REM: 0% a 0,01%; Zr: 0% a 0,01%; B: 0% a 0,005%; Bi: 0% a 0,01%; y resto: Fe e impurezas. Los ejemplos de las impurezas incluyen unas contenidas en materias primas tales como mena y chatarra, y unas incorporadas durante un procedimiento de fabricación.

(C: 0,10% a 0,24%)

C es un elemento muy importante que aumenta la templabilidad de la lámina de acero para prensado en caliente y determina principalmente la resistencia del miembro de lámina de acero. Cuando el contenido de C del miembro de lámina de acero es menos que 0,10%, puede ser difícil asegurar la resistencia a la tracción de 980 MPa o más. Cuando el contenido de C del miembro de lámina de acero para prensado en caliente es más que 0,24%, una microestructura del acero del miembro de lámina de acero puede volverse una fase única martensítica, y hay un notable deterioro en la ductilidad. Por consiguiente, el contenido de C es 0,24% o menos. El contenido de C del miembro de lámina de acero es preferiblemente 0,21% o menos, y más preferiblemente 0,18% o menos desde el punto de vista de la soldabilidad.

(Si: 0,001% a 2,0%)

Si es un elemento eficaz en mejorar la resistencia y la ductilidad del miembro de lámina de acero. Cuando el contenido de Si es menos que 0,001%, puede ser difícil obtener los efectos descritos anteriormente. Por consiguiente, el contenido de Si es 0,001% o más. Cuando el contenido de Si es más que 2,0%, los efectos descritos anteriormente pueden saturarse para dar como resultado una desventaja económica, y la humectabilidad de chapado disminuye significativamente para causar frecuentemente no chapado. Por consiguiente, el contenido de Si es 2,0% o menos. Desde el punto de vista de mejorar adicionalmente la ductilidad, el contenido de Si es preferiblemente 0,05% o más. Desde el punto de vista de mejorar la soldabilidad, el contenido de Si es preferiblemente 0,2% o más. Desde el punto de vista de disminuir relativamente una temperatura a la que la microestructura del acero se vuelve una fase única de austenita durante el prensado en caliente, el contenido de Si es preferiblemente 0,6% o menos. Cuando la temperatura es la temperatura relativamente baja, pueden obtenerse efectos tales como reducción en el tiempo de calentamiento, mejora en la productividad, disminución en el coste de fabricación y supresión del daño a un horno de calentamiento.

(Mn: 1,2% a 2,3%)

Mn es un elemento muy eficaz en mejorar la templabilidad de la lámina de acero para prensado en caliente y en asegurar la resistencia del miembro de lámina de acero. Cuando el contenido de Mn es menos que 1,2%, puede ser difícil obtener los efectos descritos anteriormente. Por consiguiente, el contenido de Mn es 1,2% o más. Cuando el contenido de Mn es más que 2,3%, la microestructura del acero del miembro de lámina de acero puede volverse una fase única martensítica, y hay un notable deterioro en la ductilidad. Por consiguiente, el contenido de Mn es 2,3% o menos. Desde el punto de vista de disminuir relativamente la temperatura (por ejemplo, 860°C o inferior) a la que la microestructura del acero se vuelve una fase única de austenita durante el prensado en caliente, el contenido de Mn es preferiblemente 1,4% o más. Desde el punto de vista de impedir que la microestructura del acero del miembro de lámina de acero se vuelva una notoria microestructura en bandas para obtener de este modo una flexibilidad excelente, el contenido de Mn es preferiblemente 2,2% o menos, y más preferiblemente 2,1% o menos.

(Al sol. (Al soluble en ácidos): 0,001% a 1,0%)

Al es un elemento que tiene un efecto de desoxidar el acero para hacer mejor al material de acero. Al también tiene un efecto de mejorar el rendimiento de un elemento formador de carbonitruros tal como Ti o similares. Cuando el contenido de Al sol. es menos que 0,001%, puede ser difícil obtener los efectos descritos anteriormente. Por consiguiente, el contenido de Al sol. es 0,001% o más. Para obtener de manera más segura los efectos descritos anteriormente, el contenido de Al sol. es preferiblemente 0,015% o más. Cuando el contenido de Al sol. es más que 1,0%, la soldabilidad puede disminuir significativamente, las inclusiones a base de óxidos pueden aumentar, y la propiedad superficial puede deteriorarse significativamente. Por consiguiente, el contenido de Al sol. es 1,0% o menos. Para obtener una mejor propiedad superficial, el contenido de Al sol. es preferiblemente 0,080% o menos.

(Ti: 0,060% a 0,20%)

Ti es un elemento que acelera la transformación de ferrita durante el prensado en caliente. La aceleración de la transformación de ferrita mejora significativamente la ductilidad del miembro de lámina de acero. Además, Ti precipita finamente como un carburo, un nitruro o un carbonitruro para hacer a la microestructura del acero del miembro de

lámina de acero más fina. Cuando el contenido de Ti es menos que 0,060%, la transformación de ferrita no se acelera suficientemente, y es probable que la microestructura del acero del miembro de lámina de acero se vuelva una fase única martensítica, no pudiendo obtener una ductilidad suficiente. Por consiguiente, el contenido de Ti es 0,060% o más. Desde el punto de vista de mejorar adicionalmente la ductilidad, el contenido de Ti es preferiblemente 0,075% o más. Cuando el contenido de Ti es más que 0,20%, puede formarse un carbonitruro grueso durante el colado y durante la laminación en caliente para obtener la lámina de acero para prensado en caliente, y hay un notable deterioro en la tenacidad. Por consiguiente, el contenido de Ti es 0,20% o menos. Desde el punto de vista de asegurar una tenacidad excelente, el contenido de Ti es preferiblemente 0,18% o menos, y más preferiblemente 0,15% o menos.

(P: 0,05% o menos)

P no es un elemento esencial, y está contenido, por ejemplo, como impureza en el acero. Desde el punto de vista de la soldabilidad, es mejor un contenido de P más bajo. En particular, cuando el contenido de P es más que 0,05%, la soldabilidad puede disminuir significativamente. Por consiguiente, el contenido de P es 0,05% o menos. Para asegurar una mejor soldabilidad, el contenido de P es preferiblemente 0,018% o menos. Por otra parte, P tiene un efecto de potenciar la resistencia del acero por reforzamiento en disolución sólida. Para obtener el efecto, puede estar contenido 0,003% o más de P.

(S: 0,01% o menos)

S no es un elemento esencial, y está contenido, por ejemplo, como impureza en el acero. Desde el punto de vista de la soldabilidad, es mejor un contenido de S más bajo. En particular, cuando el contenido de S es más que 0,01%, la soldabilidad puede disminuir significativamente. Por consiguiente, el contenido de S es 0,01% o menos. Para asegurar una mejor soldabilidad, el contenido de S es preferiblemente 0,003% o menos, y más preferiblemente 0,0015% o menos.

(N: 0,01% o menos)

N no es un elemento esencial, y está contenido, por ejemplo, como impureza en el acero. Desde el punto de vista de la soldabilidad, es mejor un contenido de N más bajo. En particular, cuando el contenido de N es más que 0,01%, la soldabilidad puede disminuir significativamente. Por consiguiente, el contenido de N es 0,01% o menos. Para asegurar una mejor soldabilidad, el contenido de N es preferiblemente 0,006% o menos.

Nb, V, Cr, Mo, Cu, Ni, Ca, Mg, REM, Zr, B y Bi no son elementos esenciales, y son elementos arbitrarios que pueden estar contenidos apropiadamente, hasta una cantidad específica como límite, en el miembro de lámina de acero y la lámina de acero para prensado en caliente.

(Nb: 0% a 0,20%, V: 0% a 0,20%, Cr: 0% a 1,0%, Mo: 0% a 0,15%, Cu: 0% a 1,0%, Ni: 0% a 1,0%)

Cada uno de Nb, V, Cr, Mo, Cu y Ni es un elemento que aumenta la templabilidad de la lámina de acero para prensado en caliente, y tiene un efecto de asegurar de manera estable la resistencia del miembro de lámina de acero. Por consiguiente, pueden estar contenidos uno o más seleccionados del grupo que consiste en estos elementos. Sin embargo, con respecto a Nb y V, cuando cualquiera de sus contenidos es más que 0,20%, no sólo puede hacerse difícil la laminación en caliente y la laminación en frío para obtener la lámina de acero para prensado en caliente, sino que además la microestructura del acero del miembro de lámina de acero puede volverse una fase única martensítica, y hay un notable deterioro en la ductilidad. Por consiguiente, cada uno del contenido de Nb y el contenido de V es 0,20% o menos. Con respecto al Cr, cuando su contenido es más que 1,0%, puede hacerse difícil asegurar de manera estable la resistencia. Por consiguiente, el contenido de Cr es 1,0% o menos. Con respecto al Mo, cuando su contenido es más que 0,15%, la microestructura del acero del miembro de lámina de acero puede volverse una fase única martensítica, y hay un notable deterioro en la ductilidad. Por consiguiente, el contenido de Mo es 0,15% o menos. Con respecto al Cu y Ni, cualquiera de sus contenidos es 1,0%, los efectos descritos anteriormente pueden saturarse para dar como resultado una desventaja económica, y la laminación en caliente y la laminación en frío para obtener la lámina de acero para prensado en caliente se hacen difíciles. Por consiguiente, cada uno del contenido de Cu y el contenido de Ni es 1,0% o menos. Para asegurar de manera estable la resistencia del miembro de lámina de acero, cada uno del contenido de Nb y el contenido de V es preferiblemente 0,003% o más, y cada uno del contenido de Cr, el contenido de Mo, el contenido de Cu y el contenido de Ni es preferiblemente 0,005% o más. Más específicamente, es preferible satisfacer al menos uno de "Nb: 0,003% a 0,20%", "V: 0,003% a 0,20%", "Cr: 0,005% a 1,0%", "Mo: 0,005% a 0,15%", "Cu: 0,005% a 1,0%", y "Ni: 0,005% a 1,0%".

(Ca: 0% a 0,01%, Mg: 0% a 0,01%, REM: 0% a 0,01%, Zr: 0% a 0,01%)

Cada uno de Ca, Mg, REM y Zr es un elemento que tiene un efecto de contribuir al control de las inclusiones, en particular, la dispersión fina de las inclusiones para potenciar la tenacidad. Por consiguiente, pueden estar contenidos uno o más seleccionados del grupo que consiste en estos elementos. Sin embargo, cuando el contenido de uno cualquiera de ellos es más que 0,01%, el deterioro en la propiedad superficial puede hacerse obvio. Por consiguiente, cada uno del contenido de Ca, el contenido de Mg, el contenido de REM y el contenido de Zr es preferiblemente 0,0003% o más. Más específicamente, es preferible satisfacer al menos uno de "Ca: 0,0003% a 0,01%", "Mg: 0,0003% a 0,01%", "REM: 0,0003% a 0,01%", y "Zr: 0,0003% a 0,01%".

REM (metal de tierras raras) indica 17 tipos de elementos en total de Sc, Y y lantánidos, y el "contenido de REM" significa un contenido total de estos 17 tipos de elementos. Los lantánidos se añaden industrialmente como una forma, por ejemplo, de metal de Misch.

(B: 0% a 0,005%)

- 5 B es un elemento que tiene un efecto de potenciar la tenacidad de la lámina de acero. Por consiguiente, B puede estar contenido. Sin embargo, cuando el contenido de B es más que 0,005%, la microestructura del acero del miembro de lámina de acero puede volverse una fase única martensítica, y hay un notable deterioro en la ductilidad. Además, la maleabilidad en caliente se deteriora, y la laminación en caliente para obtener la lámina de acero para prensado en caliente puede hacerse difícil. Por consiguiente, el contenido de B es 0,005% o menos. Para potenciar la tenacidad, el contenido de B es preferiblemente 0,0003% o más. Más específicamente, el contenido de B es preferiblemente 0,0003% a 0,005%.

(Bi: 0% a 0,01%)

- 15 Bi es un elemento que tiene un efecto de uniformizar la microestructura del acero para potenciar la ductilidad. Por consiguiente, Bi puede estar contenido. Sin embargo, cuando el contenido de Bi es más que 0,01%, la maleabilidad en caliente se deteriora, y la laminación en caliente para obtener la lámina de acero para prensado en caliente puede hacerse difícil. Por consiguiente, el contenido de Bi es 0,01% o menos. Para potenciar la ductilidad, el contenido de Bi es preferiblemente 0,0003% o más. Más específicamente, el contenido de Bi es preferiblemente 0,0003% a 0,01%.

- 20 A continuación, se describirá la microestructura del acero del miembro de lámina de acero según la realización y los precipitados en el miembro de lámina de acero. El miembro de lámina de acero incluye una microestructura del acero representada por, en % de área: ferrita: 10% a 70%; martensita: 30% a 90%; y una relación de área total de ferrita y martensita: 90% a 100%. Además, 90% o más de todo el Ti en el acero precipita. Cada uno de los valores numéricos que se refieren a la microestructura del acero es, por ejemplo, un valor medio de la totalidad del miembro de lámina de acero en una dirección del espesor, pero el valor medio puede representarse por un valor numérico que se refiere a la microestructura del acero en un punto donde la profundidad desde una superficie del miembro de lámina de acero es 1/4 del espesor del miembro de lámina de acero (en lo sucesivo, este punto se denomina a veces "posición de profundidad 1/4"). Por ejemplo, cuando el espesor del miembro de lámina de acero es 2,0 mm, el valor medio puede representarse por un valor numérico en un punto donde la profundidad desde la superficie es 0,50 mm. Esto es porque la microestructura del acero en la posición de profundidad 1/4 indica una microestructura del acero media en la dirección del espesor del miembro de lámina de acero.

- 30 (Relación de área de ferrita: 10% a 70%)

- La ferrita precipitada en una forma de red contribuye a la mejora en la ductilidad del miembro de lámina de acero. Cuando la relación de área de la ferrita es menos que 10%, es menos probable que la ferrita constituya la red, y puede no obtenerse una ductilidad suficiente. Por consiguiente, la relación de área de ferrita es 10% o más. Cuando la relación de área de ferrita es más que 70%, la relación de área de martensita se hace necesariamente menos que 30%, y puede ser difícil asegurar la resistencia a la tracción de 980 MPa o más en el miembro de lámina de acero. Por consiguiente, la relación de área de ferrita es 70% o menos.

(Relación de área de martensita: 30% a 90%)

- 40 La martensita es importante en aumentar la resistencia del miembro de lámina de acero. Cuando la relación de área de martensita es menos que 30%, puede ser difícil asegurar la resistencia a la tracción de 980 MPa o más en el miembro de lámina de acero. Por consiguiente, la relación de área de martensita es 30% o más. Cuando la relación de área de martensita es más que 90%, la relación de área de ferrita se hace necesariamente menos que 10%, y puede no obtenerse una ductilidad suficiente. Por consiguiente, la relación de área de martensita es 90% o menos.

(Relación de área total de ferrita y martensita: 90% a 100%)

- 45 La microestructura del acero del miembro de lámina de acero prensado en caliente según la realización está compuesta preferiblemente de ferrita y martensita, a saber, la relación de área total de ferrita y martensita es preferiblemente 100%. Sin embargo, dependiendo de las condiciones de fabricación, pueden estar contenidas una o más seleccionadas del grupo que consiste en bainita, austenita retenida, cementita y pearlita como una fase o microestructura distinta a ferrita y martensita. En este caso, cuando la relación de área de la fase o microestructura distinta a ferrita y martensita es más que 10%, las propiedades diana pueden no obtenerse en algunos casos, debido a la influencia de la fase o microestructura. Por consiguiente, la relación de área de la fase o microestructura distinta a ferrita y martensita es 10% o menos. Esto es, la relación de área total de ferrita y martensita es 90% o más.

- 55 Como método para medir la relación de área de cada fase en la microestructura del acero anterior, puede emplearse un método bien conocido por el experto en la técnica. Cada una de las relaciones de área se obtiene, por ejemplo, como un valor medio de un valor medido en una sección transversal perpendicular a una dirección de laminación y un valor medido en una sección transversal perpendicular a una dirección de anchura de la lámina (una dirección perpendicular a la dirección de laminación). En otras palabras, la relación de área se obtiene, por ejemplo, como un

valor medio de relaciones de área medidas en dos secciones transversales.

(Porcentaje de Ti precipitado: 90% o más)

5 El precipitado de Ti contribuye al aseguramiento estable de la resistencia a la tracción del miembro de lámina de acero. Como se describió anteriormente, el miembro de lámina de acero contiene 0,060% a 0,20% de Ti, y cuando el porcentaje de Ti precipitado es menos que 90%, puede ser difícil obtener los efectos descritos anteriormente. Por consiguiente, el porcentaje del Ti precipitado de todo el Ti en el acero es 90% o más en el miembro de lámina de acero. El precipitado de Ti está contenido, por ejemplo, como un carburo, un nitruro o un carbonitruro, en el miembro de lámina de acero. La cantidad de Ti precipitado en el miembro de lámina de acero puede ser especificada por análisis por plasma acoplado inductivamente (ICP) del residuo obtenido por electroextracción del miembro de lámina de acero.

10 El miembro de lámina de acero puede fabricarse tratando una lámina de acero específica para prensado en caliente en condiciones específicas.

Aquí, se describirá la lámina de acero para prensado en caliente usada para fabricar el miembro de lámina de acero según la realización. En la lámina de acero para prensado en caliente, 70% o más de todo el Ti en el acero precipita.

15 La microestructura del acero de la lámina de acero para prensado en caliente no está limitada particularmente. Esto es porque la lámina de acero para prensado en caliente se calienta hasta una temperatura de una temperatura  $A_{c3}$  o superior durante el prensado en caliente como se describirá más adelante.

(Porcentaje de Ti precipitado: 70% o más)

20 Cuando el porcentaje de Ti precipitado de todo el Ti contenido en la lámina de acero para prensado en caliente es menos que 70%, es menos probable que ocurra la transformación de ferrita durante el prensado en caliente, y puede ser difícil obtener el miembro de lámina de acero que tenga una microestructura del acero deseada. Por consiguiente, en la lámina de acero para prensado en caliente, el porcentaje de Ti precipitado de todo el Ti en el acero es 70% o más.

25 A continuación, se describirá un método para fabricar el miembro de lámina de acero según la realización, a saber, un método para tratar la lámina de acero para prensado en caliente. En el tratamiento de la lámina de acero para prensado en caliente, la lámina de acero para prensado en caliente se calienta en una zona de temperatura de la temperatura  $A_{c3}$  a la temperatura  $A_{c3} + 100^{\circ}\text{C}$  durante 1 minuto a 10 minutos, y se somete a prensado en caliente después del calentamiento. En el prensado en caliente, se realiza un primer enfriamiento en una zona de temperatura de  $600^{\circ}\text{C}$  a  $750^{\circ}\text{C}$ , y se realiza un segundo enfriamiento en una zona de temperatura de  $150^{\circ}\text{C}$  a  $600^{\circ}\text{C}$ . En el primer enfriamiento, una velocidad de enfriamiento media es  $3^{\circ}\text{C/segundo}$  a  $200^{\circ}\text{C/segundo}$  para causar que la ferrita empiece a precipitar en la zona de temperatura de  $600^{\circ}\text{C}$  a  $750^{\circ}\text{C}$ . En el segundo enfriamiento, la velocidad de enfriamiento media es  $10^{\circ}\text{C/segundo}$  a  $500^{\circ}\text{C/segundo}$ .

30 (Temperatura de calentamiento de la lámina de acero para prensado en caliente: una zona de temperatura de la temperatura  $A_{c3}$  a temperatura  $A_{c3} + 100^{\circ}\text{C}$ )

35 La lámina de acero a ser suministrada para prensado en caliente, a saber, la lámina de acero para prensado en caliente, se calienta en una zona de temperatura de la temperatura  $A_{c3}$  a la temperatura  $A_{c3} + 100^{\circ}\text{C}$ . La temperatura  $A_{c3}$  es una temperatura (unidad:  $^{\circ}\text{C}$ ) a la que la microestructura del acero se vuelve una fase única de austenita, que se calcula mediante la siguiente fórmula empírica (i).

$$A_{c3} = 910 - 203 \times (C^{0.5}) - 15,2 \times \text{Ni} + 44,7 \times \text{Si} + 104 \times \text{V} + 31,5 \times \text{Mo} - 30 \times \text{Mn} - 11 \times \text{Cr} - 20 \times \text{Cu} + 700 \times \text{P} + 400 \times \text{Al} + 50 \times \text{Ti} \quad \dots (i)$$

40 Aquí, el símbolo del elemento en la fórmula anterior indica el contenido (unidad: % en masa) de cada elemento en una composición química de la lámina de acero.

45 Cuando la temperatura de calentamiento es más baja que la temperatura  $A_{c3}$ , es probable que la microestructura del acero del miembro de lámina de acero se vuelva no uniforme, y el miembro de lámina de acero no es estable en resistencia a la tracción y puede deteriorarse en ductilidad. Por consiguiente, la temperatura de calentamiento es la temperatura  $A_{c3}$  o superior. Cuando la temperatura de calentamiento es más alta que la temperatura  $A_{c3} + 100^{\circ}\text{C}$ , la estabilidad de un borde de grano de austenita aumenta excesivamente, y se hace menos probable que la transformación de ferrita se acelere. Como resultado, la microestructura del acero del miembro de lámina de acero se vuelve una fase única martensítica, y la ductilidad se deteriora significativamente. Además, cuando el contenido de Ti es menos que 0,08%, se hace probable que el precipitado de Ti se disuelva. Por consiguiente, la temperatura de calentamiento es  $A_{c3} + 100^{\circ}\text{C}$  o más baja. Desde el punto de vista de suprimir el daño a un horno de calentamiento y mejorar la productividad, la temperatura de calentamiento es preferiblemente  $860^{\circ}\text{C}$  o inferior. Controlar apropiadamente la composición de la lámina de acero para prensado en caliente hace posible hacer la microestructura del acero en una fase única de austenita a una temperatura de  $860^{\circ}\text{C}$  o inferior.

## ES 2 759 851 T3

(Tiempo de calentamiento de la lámina de acero para prensado en caliente: 1 minuto a 10 minutos)

5 Cuando el tiempo de calentamiento es menos que 1 minuto, es probable que la microestructura de fase única de austenita sea no uniforme, y puede ser difícil asegurar de manera estable la resistencia. Por consiguiente, el tiempo de calentamiento es 1 minuto o más. Cuando el tiempo de calentamiento es más que 10 minutos, es menos probable que ocurra la transformación de ferrita durante el enfriamiento posterior, y la microestructura del acero del miembro de lámina de acero puede volverse una fase única martensítica y deteriorarse significativamente en ductilidad. Además, la disminución en productividad puede hacerse notable. Por consiguiente, el tiempo de calentamiento es 10 minutos o menos.

10 El tiempo de calentamiento es un periodo de tiempo desde el momento en el que la temperatura de la lámina de acero alcanza la temperatura  $A_{c3}$  hasta un momento de fin de calentamiento. El momento de fin de calentamiento, específicamente, es el momento en el que la lámina de acero se saca del horno de calentamiento en el caso de calentamiento en horno, y es el momento en el que se apaga la inducción o similar en el caso de calentamiento por resistencia eléctrica o calentamiento por inducción.

15 Una velocidad de calentamiento media en el calentamiento hasta la zona de temperatura de la temperatura  $A_{c3}$  hasta la temperatura  $A_{c3} + 100^{\circ}\text{C}$  es preferiblemente  $0,2^{\circ}\text{C/segundo}$  a  $100^{\circ}\text{C/segundo}$ . Ajustar la velocidad de calentamiento media a  $0,2^{\circ}\text{C/segundo}$  o más hace posible asegurar una productividad más alta. Además, ajustar la velocidad de calentamiento media a  $100^{\circ}\text{C/segundo}$  o menos hace fácil controlar la temperatura de calentamiento cuando se calienta usando un horno corriente. En el caso de realizar un calentamiento de alta frecuencia o calentamiento por resistencia eléctrica, incluso cuando la velocidad de calentamiento media es más que  $100^{\circ}\text{C/segundo}$ , el control de la temperatura de calentamiento es fácil, con lo que la velocidad de calentamiento media puede ser más que  $100^{\circ}\text{C/segundo}$ . La velocidad de calentamiento media en una zona de temperatura de  $700^{\circ}\text{C}$  a la temperatura  $A_{c3}$  es preferiblemente  $1^{\circ}\text{C/segundo}$  a  $10^{\circ}\text{C/segundo}$ . Cuando la velocidad de calentamiento media en esta zona de temperatura está dentro de este intervalo, la microestructura del acero del miembro de lámina de acero puede volverse más uniforme y mejorar más en ductilidad.

25 (Temperatura de inicio de la precipitación de ferrita:  $600^{\circ}\text{C}$  a  $750^{\circ}\text{C}$ )

30 La temperatura de inicio de la precipitación de ferrita en el prensado en caliente afecta a la calidad de la ferrita. Cuando la ferrita empieza a precipitar por encima de  $750^{\circ}\text{C}$ , la ferrita puede volverse gruesa y la tenacidad puede deteriorarse. Cuando la ferrita empieza a precipitar por debajo de  $600^{\circ}\text{C}$ , la densidad de dislocación en la ferrita puede aumentar y la ductilidad puede deteriorarse. Por consiguiente, en el primer enfriamiento, se hace que la ferrita empiece a precipitar en una zona de temperatura de  $600^{\circ}\text{C}$  a  $750^{\circ}\text{C}$ .

(Velocidad de enfriamiento media en el primer enfriamiento:  $3^{\circ}\text{C/segundo}$  a  $200^{\circ}\text{C/segundo}$ )

35 Una temperatura a la que se hace que empiece a precipitar la ferrita, a saber, una temperatura de inicio de la precipitación de la ferrita, puede controlarse ajustando la velocidad de enfriamiento media en el prensado en caliente. Por ejemplo, el primer enfriamiento se realiza preferiblemente en las condiciones obtenidas por un análisis de una curva de expansión térmica. Sin embargo, cuando la velocidad de enfriamiento media en el primer enfriamiento es menos que  $3^{\circ}\text{C/segundo}$ , incluso cuando la temperatura de inicio de la precipitación de la ferrita está en el intervalo de  $600^{\circ}\text{C}$  a  $750^{\circ}\text{C}$ , la transformación de ferrita progresa excesivamente, con lo que es difícil hacer a la relación de área de martensita en el miembro de lámina de acero a 30% o más, y puede no obtenerse una resistencia a la tracción de 980 MPa o más. Puede ser difícil controlar la velocidad de enfriamiento media a menos que  $3^{\circ}\text{C/segundo}$  sólo por enfriamiento por aire o por enfriamiento por aire forzado. Por consiguiente, la velocidad de enfriamiento media en el primer enfriamiento es  $3^{\circ}\text{C/segundo}$  o más. Esta velocidad de enfriamiento media es preferiblemente  $6^{\circ}\text{C/segundo}$  o más. Además, cuando la velocidad de enfriamiento media en el primer enfriamiento es más que  $200^{\circ}\text{C/segundo}$ , incluso cuando la temperatura de inicio de la precipitación de la ferrita está en el intervalo de  $600^{\circ}\text{C}$  a  $750^{\circ}\text{C}$ , puede ser difícil hacer a la relación de área de ferrita en el miembro de lámina de acero a 10% o más, y puede no obtenerse una ductilidad excelente. Por consiguiente, la velocidad de enfriamiento media en el primer enfriamiento es  $200^{\circ}\text{C/segundo}$  o menos. Esta velocidad de enfriamiento media es preferiblemente  $60^{\circ}\text{C/segundo}$  o menos.

45 En el caso de usar la lámina de acero para prensado en caliente que tiene la composición química descrita anteriormente y 70% o más del Ti precipitado de todo el Ti en el acero, la ferrita empieza a precipitar en la zona de temperatura de  $600^{\circ}\text{C}$  a  $750^{\circ}\text{C}$  cuando la velocidad de enfriamiento media en la zona de temperatura de  $600^{\circ}\text{C}$  a  $750^{\circ}\text{C}$  es  $3^{\circ}\text{C/segundo}$  a  $200^{\circ}\text{C/segundo}$ .

(Velocidad de enfriamiento media en el segundo enfriamiento:  $10^{\circ}\text{C/segundo}$  a  $500^{\circ}\text{C/segundo}$ )

55 Es importante hacer que sea improbable que ocurra una transformación difusional en el enfriamiento en una zona de temperatura de  $150^{\circ}\text{C}$  a  $600^{\circ}\text{C}$ . Cuando la velocidad de enfriamiento media en esta zona de temperatura es menos que  $10^{\circ}\text{C/segundo}$ , es probable que ocurra la transformación de bainita, que es la transformación difusional, con lo que puede ser difícil hacer a la relación de área de martensita en el miembro de lámina de acero a 30% o más, y puede ser difícil asegurar la resistencia a la tracción a 980 MPa o más. Por consiguiente, la velocidad de enfriamiento media en el segundo enfriamiento es  $20^{\circ}\text{C/segundo}$  o más. Desde el punto de vista de asegurar de manera segura una relación de área de martensita más alta, la velocidad de enfriamiento media es preferiblemente 15

°C/segundo o más. Puede ser difícil hacer a la velocidad de enfriamiento media en el segundo enfriamiento a más que 500 °C/segundo en una instalación corriente. Por consiguiente, la velocidad de enfriamiento media en la zona de temperatura es 500 °C/segundo o menos. Desde el punto de vista de un enfriamiento más estable, la velocidad de enfriamiento media es preferiblemente 200 °C/segundo o menos.

- 5 Entre el primer enfriamiento y el segundo enfriamiento, se obtiene una microestructura del acero en la que está distribuida ferrita fina en una forma de red como se ilustra en la Fig. 1. Tal microestructura del acero es eficaz en mejorar la ductilidad.

10 En el segundo enfriamiento, es probable que la generación de calor por transformación de fase aumente extremadamente después de que la temperatura alcance 600°C. Por lo tanto, cuando el enfriamiento en la zona de temperatura menor que 600°C se realiza por el mismo método que el enfriamiento en la zona de temperatura de 600°C o superior, puede ser difícil asegurar una velocidad de enfriamiento media suficiente en algunos casos. Es preferible realizar el segundo enfriamiento de 600°C a 150°C de manera más forzada que el primer enfriamiento a 600°C. Por ejemplo, es preferible emplear el siguiente método.

15 De manera general, el enfriamiento en el prensado en caliente se realiza ajustando una boquilla hecha de acero usada para formar una lámina de acero calentada a temperatura normal o a una temperatura de aproximadamente varias decenas de grados centígrados de antemano, y llevar la lámina de acero al contacto con la boquilla. Por consiguiente, la velocidad de enfriamiento media puede controlarse, por ejemplo, mediante un cambio en la capacidad calorífica con el cambio en tamaño de la boquilla. La velocidad de enfriamiento media también puede controlarse cambiando el material de la boquilla a un metal diferente (por ejemplo, Cu o similar). La velocidad de enfriamiento media también puede controlarse usando una boquilla enfriada por agua y cambiando la cantidad de agua de enfriamiento que fluye a través de la boquilla. La velocidad de enfriamiento media también puede controlarse formando una pluralidad de ranuras en la boquilla de antemano y haciendo pasar agua a través de las ranuras durante el prensado en caliente. La velocidad de enfriamiento media también puede controlarse elevando una máquina de prensado en caliente en mitad del prensado en caliente y haciendo pasar agua a través de su espacio. La velocidad de enfriamiento media también puede controlarse ajustando un espacio de boquilla y cambiando un área de contacto de la boquilla con la lámina de acero.

Los ejemplos del método de aumentar la velocidad de enfriamiento en la zona de temperatura de 600°C o inferior incluyen los tres tipos siguientes.

30 (a) Inmediatamente después de alcanzar 600°C, se mueve la lámina de acero a una boquilla diferente en capacidad calorífica o una boquilla a temperatura ambiente.

(b) Se usa una boquilla enfriada por agua, y el caudal del agua a través de la boquilla se aumenta inmediatamente después de alcanzar 600°C.

35 (c) Inmediatamente después de alcanzar 600°C, se hace pasar agua entre la boquilla y la lámina de acero. En este método, la velocidad de enfriamiento puede aumentarse adicionalmente aumentando la cantidad de agua según la temperatura.

40 El modo de la formación en el prensado en caliente en la realización no está limitado particularmente. Los ejemplos del modo de la formación incluyen flexión, estiramiento, abombado, expansión de agujeros y rebordeado. El modo de la formación puede seleccionarse apropiadamente dependiendo del tipo de un miembro de lámina de acero diana. Los ejemplos representativos del miembro de lámina de acero incluyen una barra protectora de puertas, un refuerzo de parachoques y similares, que son componentes de refuerzo para automóviles. La formación en caliente no está limitada al prensado en caliente, siempre y cuando la lámina de acero pueda enfriarse simultáneamente con la formación o inmediatamente después de la formación. Por ejemplo, puede realizarse una formación por rodillo como formación en caliente.

45 Tal serie de tratamientos se realizan sobre la lámina de acero descrita anteriormente para prensado en caliente, a saber, una lámina de acero para prensado en caliente que tiene contenidos específicos de C, Mn y Ti, mediante la que el miembro de lámina de acero según la realización pueda fabricarse. En otras palabras, es posible obtener un miembro de lámina de acero prensado en caliente que tiene una microestructura del acero deseada, una resistencia a la tracción de 980 MPa, y una resistencia y ductilidad excelentes, sin realizar un control complicado.

50 Por ejemplo, la ductilidad puede evaluarse mediante un alargamiento total (EL) en un ensayo de tracción, y el alargamiento total en el ensayo de tracción es preferiblemente 10% o más en la realización. El alargamiento total es más preferiblemente 14% o más.

55 Después del prensado en caliente y el enfriamiento, puede realizarse un granallado. Mediante el granallado, puede retirarse la costra. El granallado también tiene un efecto de introducir una tensión compresiva en la superficie del miembro de lámina de acero, y por lo tanto también pueden obtenerse efectos de supresión de la fractura retardada y mejora de la resistencia a la fatiga.

En el método descrito anteriormente para fabricar el miembro de lámina de acero, la lámina de acero para prensado

en caliente se calienta en la zona de temperatura de la temperatura  $Ac_3$  a la temperatura  $Ac_3 + 100^\circ C$  para causar la transformación de austenita, y después se forma. Por consiguiente, las propiedades mecánicas de la lámina de acero para prensado en caliente a temperatura ambiente antes del calentamiento no son importantes. Por lo tanto, como lámina de acero para prensado en caliente, por ejemplo, puede usarse una lámina de acero laminada en caliente, una lámina de acero laminada en frío, una lámina de acero chapada y similares. Los ejemplos de la lámina de acero laminada en frío incluyen un material duro ("full hard") y un material recocido. Los ejemplos de la lámina de acero chapada incluyen una lámina de acero chapada con aluminio y una lámina de acero chapada con cinc. Sus métodos de fabricación no están limitados particularmente.

El miembro de lámina de acero según la realización también puede fabricarse mediante prensado en caliente acompañado por preformación. Por ejemplo, en un intervalo donde las condiciones descritas anteriormente del calentamiento y el enfriamiento se satisfagan, el miembro de lámina de acero prensado en caliente puede fabricarse por preformación mediante un trabajado por prensa de la lámina de acero para prensado en caliente usando una boquilla de una forma específica, poniéndolo en el mismo tipo de boquilla, aplicando una fuerza de presión al mismo, y enfriándolo rápidamente. También en este caso, el tipo de la lámina de acero para prensado en caliente y su microestructura del acero no están limitados, pero es preferible usar una lámina de acero que sea blanda y tenga tanta ductilidad como sea posible para facilitar la preformación. Por ejemplo, la resistencia a la tracción es preferiblemente 700 MPa o menos. Una temperatura de bobinado después de la laminación en caliente de la lámina de acero laminada en caliente es preferiblemente  $450^\circ C$  o superior, para obtener una lámina de acero blanda, y es preferiblemente  $700^\circ C$  o inferior para reducir la pérdida de costra. En la lámina de acero laminada en frío, es preferible un recocido para obtener una lámina de acero blanda, y la temperatura de recocido es preferiblemente la temperatura  $Ac_1$  a  $900^\circ C$ . La velocidad de enfriamiento media hasta la temperatura ambiente después del recocido es preferiblemente una velocidad de enfriamiento crítica superior o inferior.

### Ejemplo

A continuación, se describirá el experimento realizado por los inventores de la presente solicitud. En este experimento, primero, se usaron 23 tipos de materiales de acero que tenían las composiciones químicas enumeradas en la Tabla 1 para fabricar 30 tipos de materiales de muestra que tenían cada uno un espesor de 1,2 mm, enumerados en la Tabla 2. El resto de cada material de acero fue Fe e impurezas.

En la fabricación de cada uno de los materiales de muestra, se laminó en caliente y se laminó en frío una plancha preparada en un laboratorio. En la fabricación del material de muestra N° 1, se sometió una lámina de acero laminada en frío obtenida por laminación en frío a un chapado con Al de un peso de revestimiento por lado de  $120 \text{ g/m}^2$ . En la fabricación del material de muestra N° 2, se sometió una lámina de acero laminada en frío obtenida por laminación en frío a una galvanización por inmersión en caliente de un peso de revestimiento por lado de  $60 \text{ g/m}^2$ , y después se sometió a un tratamiento de aleación. Un contenido de Fe en una película galvanizada por inmersión en caliente llegó a ser 15% en masa por el tratamiento de aleación. El chapado con Al y la galvanización por inmersión en caliente se realizaron usando un simulador de chapado, y una temperatura de recocido en el simulador de chapado fue  $820^\circ C$ , y la velocidad de enfriamiento media de  $820^\circ C$  a  $500^\circ C$  fue  $5^\circ C/\text{segundo}$ .

Después de la fabricación de cada material de muestra, se cortó de cada material de muestra una pieza de acero que tenía un espesor de 1,2 mm, una anchura de 100 mm y una longitud de 200 mm, y se trató con calor (calentamiento y enfriamiento) en las condiciones enumeradas en la Tabla 2. En el tratamiento térmico, a la vez de acoplar un termopar a la pieza de acero, se midió la velocidad de enfriamiento media en el primer enfriamiento y la velocidad de enfriamiento media en el segundo enfriamiento. Además, se obtuvo la temperatura de inicio de la precipitación de ferrita a partir del resultado del análisis de la curva de dilatometría.

Tabla 1

SIMBOLO DEL MATERIAL DE ACERO	COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN MASA)																	Ac3 (°C)				
	C	Si	Mn	P	S	Al sol.	N	Ti	Nb	V	Cr	Mo	Cu	Ni	Ca	Mg	REM		Zr	B	Bi	
A	0,14	0,05	1,82	0,012	0,0014	0,027	0,0043	0,129	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	807
B	0,15	0,08	1,57	0,009	0,0012	0,034	0,0041	0,102	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	812
C	0,17	0,02	1,88	0,014	0,0019	0,030	0,0046	0,062	-	<u>0,205</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	0,0015	-	-	817
D	0,17	0,07	1,53	0,012	0,0014	0,028	0,0049	0,114	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	809
E	<u>0,09</u>	0,06	1,52	0,012	0,0018	0,034	0,0037	0,104	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	833
F	0,12	0,08	1,75	0,011	0,0019	0,025	0,0040	0,105	-	-	-	0,10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	817
G	0,15	0,07	1,97	0,014	0,0016	0,023	0,0041	0,089	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	799
H	0,17	0,07	1,64	0,013	0,0009	0,028	0,0047	<u>0,012</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	801
I	0,15	0,34	1,65	0,014	0,0016	0,023	0,0039	0,069	0,021	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,0040	821
J	0,14	0,05	1,62	0,012	0,0011	0,021	0,0044	0,077	0,043	-	-	-	-	-	0,001	0,002	-	-	-	-	-	808
K	0,20	0,06	1,47	0,013	0,0012	0,032	0,0041	0,065	-	-	-	<u>0,20</u>	-	-	-	-	-	-	0,0028	-	-	809
L	0,11	1,20	1,59	0,014	0,0013	0,029	0,0045	0,112	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	876
M	0,15	0,08	<u>2,42</u>	0,016	0,0015	0,031	0,0047	0,104	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	791
N	0,15	0,40	1,64	0,011	0,0016	0,036	0,0042	0,098	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	827
O	<u>0,26</u>	0,06	1,79	0,013	0,0017	0,035	0,0036	0,086	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	783
P	0,21	0,06	1,41	0,011	0,0015	0,034	0,0045	0,112	-	-	0,10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	803
Q	0,18	0,04	1,65	0,016	0,0017	0,035	0,0043	0,086	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	<u>0,0062</u>	-	-	806
R	0,16	0,24	1,62	0,015	0,0014	0,031	0,0047	0,112	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,0008	-	-	819
S	0,14	0,07	<u>1,04</u>	0,008	0,0016	0,028	0,0042	0,085	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	827
T	0,15	0,02	1,62	0,016	0,0012	0,029	0,0041	0,080	0,024	0,020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	813
U	0,11	0,58	1,24	0,017	0,0015	0,065	0,0045	0,094	-	-	-	-	0,10	0,10	-	-	0,003	0,002	-	-	-	870
V	0,21	0,03	2,21	0,015	0,0017	0,031	0,0038	0,066	<u>0,212</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,0032	-	-	778
W	0,11	0,08	1,63	0,012	0,0013	0,032	0,0036	0,063	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	822

EL SUBRAYADO INDICA QUE EL VALOR ESTÁ FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN

Tabla 2

MATERIAL DE MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL MATERIAL DE ACERO	PIEZA DE ACERO			CONDICIONES DE CALENTAMIENTO			CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO		
		TIPO	RELACIÓN DE PRECIPITACIÓN DE T1 (%)	VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO (°C/S)	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C)	TIEMPO DE CALENTAMIENTO (MIN)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO MEDIA EN EL PRIMER ENFRIAMIENTO (°C/)	TEMPERATURA DE INICIO DE LA PRECIPITACIÓN DE FERRITA (°C)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO MEDIA EN EL SEGUNDO ENFRIAMIENTO (°C/S)	
1	A	LÁMINA DE ACERO CHAPADA CON ALUMINIO	79	8	850	4	20	730	80	
2	A	LÁMINA DE ACERO GALVANIZADA POR INMERSIÓN EN CALIENTE	79	8	850	4	2	735	80	
3	A	FULL HARD	79	8	850	4	22	728	5	
4	B	FULL HARD	74	8	850	4	25	732	80	
5	C	FULL HARD	77	8	850	4	25	NO PRECIPITADA	80	
6	D	FULL HARD	73	8	850	4	20	739	80	
7	E	FULL HARD	76	8	850	4	20	745	80	
8	F	FULL HARD	78	8	850	4	20	742	80	
9	F	FULL HARD	78	8	850	30	25	NO PRECIPITADA	80	
10	F	FULL HARD	78	8	850	4	250	NO ESPECIFICADA	250	
11	G	FULL HARD	75	8	850	4	30	721	80	
12	G	FULL HARD	75	8	1.000	4	35	NO PRECIPITADA	80	
13	G	FULL HARD	64	8	850	4	30	NO PRECIPITADA	80	
14	H	FULL HARD	74	8	850	4	25	NO PRECIPITADA	80	
15	I	FULL HARD	78	8	850	4	20	746	80	
16	J	FULL HARD	83	8	850	4	25	729	80	
17	K	FULL HARD	79	8	850	4	20	NO PRECIPITADA	80	
18	L	FULL HARD	73	8	890	4	60	746	80	
19	M	FULL HARD	76	8	850	4	20	NO PRECIPITADA	80	
20	N	FULL HARD	73	8	850	4	20	741	80	
21	O	FULL HARD	75	8	850	4	25	NO PRECIPITADA	80	

22	P	FULL HARD	78	8	850	4	15	726	80
23	<u>Q</u>	FULL HARD	78	8	850	4	20	<u>NO PRECIPITADA</u>	80
24	R	FULL HARD	75	8	850	4	20	740	80
25	<u>S</u>	FULL HARD	73	8	850	4	20	745	80
26	T	FULL HARD	82	8	850	4	25	733	80
27	U	FULL HARD	78	8	890	4	60	743	80
28	<u>V</u>	FULL HARD	76	8	850	4	25	<u>NO PRECIPITADA</u>	80
29	W	FULL HARD	76	8	840	4	10	735	80
30	W	FULL HARD	76	8	<u>1050</u>	4	10	710	80

EL SUBRAYADO INDICA QUE EL VALOR ESTÁ FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN

Después del tratamiento térmico, se realizó el ensayo de tracción y la observación microestructural del espécimen en cada una de las piezas de acero. En el ensayo de tracción, se midieron la resistencia a la tracción (TS) y el alargamiento total (EL). En la medición de la resistencia a la tracción y el alargamiento total, se usó una pieza de ensayo de tracción JIS N° 5 obtenida de cada pieza de acero. En la observación microestructural del espécimen, se encontraron la relación de área de ferrita y la relación de área de martensita. Cada una de estas relaciones de área son un valor medio calculado realizando un análisis de imágenes de observación de micrografías electrónicas en dos secciones transversales, esto es, una sección transversal perpendicular a una dirección de laminación y una sección transversal perpendicular a una dirección de anchura de la lámina (una dirección perpendicular a la dirección de laminación). El área de un campo de visión de la observación de micrografías electrónicas fue 8 mm<sup>2</sup>. Estos resultados se enumeran en la Tabla 3. El prensado en caliente no se realizó en la pieza de acero que es la diana del ensayo de tracción y la observación microestructural del espécimen, sino que las propiedades mecánicas de la pieza de acero reflejan las propiedades mecánicas del miembro de lámina de acero prensado en caliente fabricado que recibe, durante la formación, la misma historia térmica que la del tratamiento térmico de este experimento. En otras palabras, siempre y cuando la historia térmica sea sustancialmente la misma, las propiedades mecánicas se vuelven después sustancialmente las mismas, independientemente de la presencia o ausencia de prensado en caliente acompañado por formación.

Tabla 3

MATERIAL DE MUESTRA N°	MICROSTRUCTURA DEL ACERO			RELACIÓN DE PRECIPITACIÓN DE TI (%)	TS (MPa)	EL (%)	NOTA
	RELACIÓN DE ÁREA DE FERRITA (%)	RELACIÓN DE ÁREA DE MARTENSITA (%)	RELACIÓN DE ÁREA TOTAL DE FERRITA Y MARTENSITA (%)				
1	25	75	100	95	1.075	12,1	EJEMPLO DE LA INVENCION
2	<u>72</u>	28	100	92	864	21,6	EJEMPLO COMPARATIVO
3	27	<u>25</u>	<u>52</u>	95	826	21,3	EJEMPLO COMPARATIVO
4	31	69	100	93	1.032	13,5	EJEMPLO DE LA INVENCION
5	<u>0</u>	<u>100</u>	100	91	1.395	5,3	EJEMPLO COMPARATIVO
6	26	74	100	94	1.043	11,8	EJEMPLO DE LA INVENCION
7	45	55	100	96	945	14,2	EJEMPLO COMPARATIVO
8	18	82	100	93	1.095	12,6	EJEMPLO DE LA INVENCION
9	<u>0</u>	<u>100</u>	100	92	1.248	8,8	EJEMPLO COMPARATIVO
10	<u>6</u>	<u>94</u>	100	95	1.202	7,9	EJEMPLO COMPARATIVO
11	16	84	100	94	1.198	11,1	EJEMPLO DE LA INVENCION
12	<u>0</u>	<u>100</u>	100	91	1.402	6,5	EJEMPLO COMPARATIVO
13	<u>0</u>	<u>98</u>	96	93	1.345	6,8	EJEMPLO COMPARATIVO
14	<u>0</u>	<u>100</u>	100	96	1.288	8,5	EJEMPLO COMPARATIVO
15	34	64	98	97	1.046	15,3	EJEMPLO DE LA INVENCION
16	93	67	100	94	1.013	12,1	EJEMPLO DE LA INVENCION
17	<u>0</u>	<u>100</u>	100	92	1.521	5,3	EJEMPLO COMPARATIVO
18	25	71	96	95	1.012	14,3	EJEMPLO DE LA INVENCION
19	<u>0</u>	<u>100</u>	100	91	1.421	8,7	EJEMPLO COMPARATIVO
20	26	71	97	93	1.092	14,5	EJEMPLO DE LA INVENCION
21	<u>0</u>	<u>100</u>	100	93	1.584	4,5	EJEMPLO COMPARATIVO
22	18	82	100	96	1.211	10,6	EJEMPLO DE LA INVENCION
23	<u>0</u>	<u>100</u>	100	94	1.452	5,8	EJEMPLO COMPARATIVO
24	15	85	100	93	1.195	10,9	EJEMPLO DE LA INVENCION
25	21	52	<u>73</u>	95	962	14,5	EJEMPLO COMPARATIVO
26	20	80	100	92	1.056	11,9	EJEMPLO DE LA INVENCION
27	26	74	100	94	1.058	12,9	EJEMPLO DE LA INVENCION
28	<u>0</u>	<u>100</u>	100	94	1.465	8,9	EJEMPLO COMPARATIVO
29	44	56	100	93	1.085	13,8	EJEMPLO DE LA INVENCION
30	42	58	100	<u>83</u>	963	14,2	EJEMPLO COMPARATIVO

EL SUBRAYADO INDICA QUE EL VALOR ESTÁ FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCION

Como se enumera en la Tabla 3, los Materiales de Muestra N° 1, N° 4, N° 6, N° 8, N° 11, N° 15, N° 16, N° 18, N° 20, N° 22, N° 24, N° 26, N° 27 y N° 29 fueron ejemplos de la invención, cada uno de los cuales exhibió una resistencia a la tracción y ductilidad excelentes.

5 Por otra parte, cada uno de los Materiales de Muestra N° 2, N° 3 y N° 30 no pudieron obtener una resistencia a la tracción suficiente, porque las condiciones de fabricación estuvieron fuera del intervalo de la presente invención y la microestructura del acero después del tratamiento térmico también estuvo fuera del intervalo de la presente invención. Cada uno de los Materiales de Muestra N° 5, N° 14, N° 17, N° 19, N° 21, N° 23 y N° 28 no pudieron obtener una ductilidad suficiente, porque la composición química del material de acero estuvo fuera del intervalo de la presente invención, y la microestructura del acero después del tratamiento térmico también estuvo fuera del intervalo de la presente invención. El Material de Muestra N° 7 no pudo obtener una resistencia a la tracción suficiente, porque la composición química del material de acero estuvo fuera del intervalo de la presente invención. Cada uno de los Materiales de Muestra N° 9, N° 10 y N° 12 no pudieron obtener una ductilidad suficiente, porque las condiciones de fabricación estuvieron fuera del intervalo de la presente invención y la microestructura del acero después del tratamiento térmico también estuvo fuera del intervalo de la presente invención. El Material de Muestra N° 25 no pudo obtener una resistencia a la tracción suficiente, porque la composición química del material de acero estuvo fuera del intervalo de la presente invención y la microestructura del acero después del tratamiento térmico también estuvo fuera del intervalo de la presente invención.

#### **Aplicabilidad industrial**

20 La presente invención puede usarse, por ejemplo, para industrias de fabricación y uso de componentes estructurales de carrocerías de automóviles, etcétera, en las que se dé importancia a una resistencia a la tracción y ductilidad excelentes. La presente invención puede usarse también para industrias de fabricación y uso de otros componentes estructurales de máquinas, etcétera.

**REIVINDICACIONES**

1. Un miembro de lámina de acero prensado en caliente, que comprende:

una composición química, representada por, en % en masa:

C: 0,10% a 0,24%;

5 Si: 0,001% a 2,0%;

Mn: 1,2% a 2,3%;

Al sol.: 0,001% a 1,0%;

Ti: 0,060% a 0,20%;

P: 0,05% o menos;

10 S: 0,01% o menos;

N: 0,01% o menos;

Nb: 0% a 0,20%;

V: 0% a 0,20%;

Cr: 0% a 1,0%;

15 Mo: 0% a 0,15%;

Cu: 0% a 1,0%;

Ni: 0% a 1,0%;

Ca: 0% a 0,01%;

Mg: 0% a 0,01%;

20 REM: 0% a 0,01%;

Zr: 0% a 0,01%;

B: 0% a 0,005%;

Bi: 0% a 0,01%; y

resto: Fe e impurezas; y

25 una microestructura del acero representada por, en % de área:

ferrita: 10% a 70%;

martensita: 30% a 90%; y

una relación de área total de ferrita y martensita: 90% a 100%,

en donde 90% o más de todo el Ti en el acero está precipitado, y

30 en donde una resistencia a la tracción del miembro de lámina de acero prensado en caliente es 980 MPa o más.

2. El miembro de lámina de acero prensado en caliente según la reivindicación 1, en donde la composición química comprende uno o más seleccionados del grupo que consiste en, en % en masa:

Nb: 0,003% a 0,20%;

V: 0,003% a 0,20%;

35 Cr: 0,005% a 1,0%;

Mo: 0,005% a 0,15%;

Cu: 0,005% a 1,0%; y

## ES 2 759 851 T3

Ni: 0,005% a 1,0%.

3. El miembro de lámina de acero prensado en caliente según la reivindicación 1 o 2, en donde la composición química comprende uno más seleccionados del grupo que consiste en, en % en masa:

Ca: 0,0003% a 0,01%;

5 Mg: 0,0003% a 0,01%;

REM: 0,0003% a 0,01%; y

Zr: 0,0003% a 0,01%.

4. El miembro de lámina de acero prensado en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en donde la composición química comprende, en % en masa, B: 0,0003% a 0,005%.

10 5. El miembro de lámina de acero prensado en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en donde la composición química comprende, en % en masa, Bi: 0,0003% a 0,01%.

6. Un método para fabricar un miembro de lámina de acero prensado en caliente, que comprende:

calentar una lámina de acero para prensado en caliente en una zona de temperatura de una temperatura Ac3 a la temperatura Ac3 + 100°C durante 1 minuto a 10 minutos; y

15 pensar en caliente después del calentamiento,

en donde el prensado en caliente incluye:

primer enfriamiento en una zona de temperatura de 600°C a 750°C; y

segundo enfriamiento en una zona de temperatura de 150°C a 600°C,

20 en donde una velocidad de enfriamiento media es 3 °C/segundo a 200 °C/segundo para causar que la ferrita empiece a precipitar en la zona de temperatura de 600°C a 750°C en el primer enfriamiento,

en donde la velocidad de enfriamiento media es 10 °C/segundo a 500 °C/segundo en el segundo enfriamiento, y

en donde la velocidad de enfriamiento media en la zona de temperatura de 600°C a 150°C se aumenta, comprendiendo la lámina de acero para prensado en caliente:

una composición química representada por, en % en masa:

25 C: 0,10% a 0,24%;

Si: 0,001% a 2,0%;

Mn: 1,2% a 2,3%;

Al sol.: 0,001% a 1,0%;

Ti: 0,060% a 0,20%;

30 P: 0,05% o menos;

S: 0,01% o menos;

N: 0,01% o menos;

Nb: 0% a 0,20%;

V: 0% a 0,20%;

35 Cr: 0% a 1,0%;

Mo: 0% a 0,15%;

Cu: 0% a 1,0%;

Ni: 0% a 1,0%;

Ca: 0% a 0,01%;

Mg: 0% a 0,01%;

REM: 0% a 0,01%;

Zr: 0% a 0,01%;

B: 0% a 0,005%;

5 Bi: 0% a 0,01%; y

resto: Fe e impurezas,

en donde 70% o más de todo el Ti en el acero está precipitado.

7. El método para fabricar un miembro de lámina de acero prensado en caliente según la reivindicación 6, en donde la composición química comprende uno o más seleccionados del grupo que consiste en, en % en masa:

10 Nb: 0,003% a 0,20%;

V: 0,003% a 0,20%;

Cr: 0,005% a 1,0%;

Mo: 0,005% a 0,15%;

Cu: 0,005% a 1,0%; y

15 Ni: 0,005% a 1,0%.

8. El método para fabricar un miembro de lámina de acero prensado en caliente según la reivindicación 6 o 7, en donde la composición química comprende uno o más seleccionados del grupo que consiste en, en % en masa:

Ca: 0,0003% a 0,01%;

Mg: 0,0003% a 0,01%;

20 REM: 0,0003% a 0,01%; y

Zr: 0,0003% a 0,01%.

9. El método para fabricar un miembro de lámina de acero prensado en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 6 a 8, en donde la composición química comprende, en % en masa, B: 0,0003% a 0,005%.

25 10. El método para fabricar un miembro de lámina de acero prensado en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 6 a 9, en donde la composición química comprende, en % en masa, Bi: 0,0003% a 0,01%.

FIG. 1

