

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 804 260**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)	<b>C21D 1/673</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/12</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>B32B 15/01</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/34</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/00</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/60</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/08</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/16</b>	(2006.01)
<b>C21D 1/18</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/18</b>	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **14.12.2011 PCT/KR2011/009634**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **05.07.2012 WO12091328**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **14.12.2011 E 11852379 (4)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **15.04.2020 EP 2660345**

54 Título: **Miembro de moldeo, y procedimiento de fabricación del mismo**

30 Prioridad:

**27.12.2010 KR 20100135166**

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

**05.02.2021**

73 Titular/es:

**POSCO (100.0%)  
1, Koedong-dong, Nam-gu, Pohang  
Kyungsangbook-do 790-300, KR**

72 Inventor/es:

**OH, JIN-KEUN;  
KWAK, JAI-HYUN;  
CHO, YEOL-RAE y  
KIM, KI-SOO**

74 Agente/Representante:

**GONZÁLEZ PECES, Gustavo Adolfo**

**ES 2 804 260 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 moldeo, y procedimiento de fabricación del mismo

### Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un miembro formado, y a un procedimiento de fabricación del miembro formado, y más en particular, a un miembro formado que tiene resistencia y ductilidad altas tal como un miembro estructural de aplicación automotriz y un miembro de refuerzo, un miembro formado, y un procedimiento de fabricación del miembro formado.

### Técnica anterior

10 A medida que aumentan los requisitos de seguridad y las exigencias de reducción de peso de los automóviles, ha sido investigado el desarrollo de láminas de acero de alta resistencia y resistentes a impactos como materiales de carrocería de automóviles. Sin embargo, las láminas de acero de alta resistencia para automóviles pueden ser difíciles de formar en las formas deseadas, y por lo tanto hay un límite en el aumento de la resistencia de las láminas de acero para automóviles.

15 Para abordar estos problemas, la Publicación de la Solicitud de Patente de Corea Núm. 2007-0110914 desvela una lámina de acero que tiene una conformabilidad mejorada y una resistencia a la tracción de 800-MPa a través de la transformación de la austenita retenida en martensita. Sin embargo, es necesario añadir grandes cantidades de sustancias tal como carbono (C) y manganeso (Mn) para aumentar la resistencia de la lámina de acero hasta el grado de 1000 MPa, lo que aumenta los costos y la abrasión de las matrices de conformación en frío y dificulta la corrección de la forma de la lámina de acero.

20 Como técnicas avanzadas propuestas para resolver los problemas, la Publicación de la Solicitud de Patente de Corea Núm. 2007-0057689 (que pertenece a la misma familia de patentes que el documento WO 2007/064172 A1) y la Patente de los Estados Unidos Núm. 6296805 desvelan técnicas de realización de un tratamiento térmico y un proceso de prensado en una lámina de acero en una sola fase de austenita de baja resistencia pero alta conformabilidad, y luego el enfriamiento rápido de la lámina de acero utilizando matrices para aplicar martensita como una microestructura principal en la lámina de acero y proporcionar una resistencia ultra alta. Sin embargo, las láminas de acero obtenidas por estas técnicas tienen un bajo grado de alargamiento, menor que 10%, y por lo tanto no pueden tener resistencia suficiente contra los impactos generados en los automóviles.

### Divulgación

#### Problema técnico

30 Los aspectos de la presente invención proporcionan un miembro formado que tiene resistencia y ductilidad ultra altas por un tratamiento térmico, fabricado con una lámina de acero, y un procedimiento de fabricación del miembro formado.

#### Solución técnica

La invención está definida en las reivindicaciones.

#### Efectos ventajosos

35 La presente invención proporciona un miembro formado que tiene resistencia y ductilidad altas que puede ser usado para formar un miembro estructural de aplicación automotriz, un miembro de refuerzo, etc. Además, el miembro formado puede ser usado para un miembro resistente a impactos tratable térmicamente.

#### Descripción de los dibujos

La FIG. 1 es un gráfico que ilustra las condiciones de proceso de la presente invención.

40 La FIG. 2(a) es una imagen de la microestructura de la Muestra Comparativa 6 de un ejemplo de la presente invención.

La FIG. 2(b) es una imagen de la microestructura de la Muestra de la Invención 7 del ejemplo de la presente invención.

#### Mejor modo

45 De acuerdo con la presente invención, un miembro formado con alargamiento mejorado es fabricado utilizando una lámina de acero al seleccionar adecuadamente la composición de la lámina de acero, inactivar la lámina de acero a un intervalo de temperatura Ms-Mf, y calentar la lámina de acero para que esté dentro de un intervalo de temperatura igual o menor que Ac1 y mantener la lámina de acero dentro del intervalo de temperatura. En la técnica relacionada, un miembro de alta resistencia es fabricado utilizando una lámina de acero al realizar un proceso de conformación en

caliente en la lámina de acero y luego al inactivar la lámina de acero conformada en caliente a una temperatura menor que  $M_f$  para que la martensita pueda ser convertida en la microestructura principal de la lámina de acero. En la presente invención, sin embargo, la lámina de acero es enfriada al intervalo de temperatura  $M_s$ - $M_f$  en el que la transformación a martensita continúa reteniendo una cantidad suficiente de austenita en la microestructura de la lámina de acero, y la austenita retenida es adecuadamente mantenida a una temperatura igual o menor que  $A_{c1}$  para concentrar el carbono de la martensita en la austenita retenida, lo que hace que la austenita retenida sea estable cuando la lámina de acero sea enfriada nuevamente, de modo que parte de la austenita retenida pueda alcanzar de forma estable la temperatura ambiente sin transformación, mientras que el resto de la austenita retenida es transformada en martensita.

10 A continuación, la presente invención es descrita con más detalle.

En la siguiente descripción, un miembro formado significa un miembro formado por la deformación de la lámina de acero en una forma deseada e incluye cualquier miembro utilizado en campos que requieren las propiedades físicas de la lámina de acero de la presente invención.

**C: 0,1% a 1,0% (en adelante en la presente memoria, % se refiere a % en peso)**

15 C es un elemento esencial para aumentar la resistencia de la lámina de acero, y en la presente invención es requerido añadir C a la lámina de acero para retener adecuadamente la austenita en la microestructura de la lámina de acero. Si la concentración de C en la lámina de acero es menor que 0,1%, es posible que no pueda ser obtenida la resistencia suficiente aunque la lámina de acero sea tratada térmicamente en una región de austenita de una sola fase, y es difícil retener 5% o más de austenita cuando es realizado un tratamiento térmico en la lámina de acero después de un proceso de conformación en caliente o un proceso de conformación en frío. Si la concentración de C en la lámina de acero es mayor que 1,0%, las características de tenacidad y soldadura de la lámina de acero pueden resultar deterioradas. Además, al decapar y laminar una lámina de acero laminado en caliente, es difícil soldar la lámina de acero. Además, cuando es realizado un proceso de recocido o un proceso de chapado, es difícil deformar la lámina de acero por laminación en frío porque la lámina de acero puede tener una resistencia demasiado alta. Por lo tanto, la concentración de C puede ser mantenida en el intervalo de 0,1% a 1,0%.

**Si+Al: 0,4% a 3,0%**

Si y Al son elementos importantes en la presente invención. Cuando la lámina de acero es mantenida a una temperatura igual o menor que  $A_{c1}$  después de inactivar la lámina de acero a una temperatura entre  $M_s$  y  $M_f$ , Si y Al impiden la precipitación del carbono de la martensita de manera que una gran cantidad de carbono pueda ser concentrada en la austenita no transformada y retenida y así la austenita puede ser retenida de manera estable en un miembro del producto final. Si la concentración total de Si y Al es menor que 0,4%, es posible que tales efectos no sean obtenidos, y si la concentración total de Si y Al supera 3%, es difícil eliminar las incrustaciones de una lámina de acero laminado en caliente, y cuando es fabricado un miembro formado, debe ser realizado un tratamiento térmico a una temperatura más alta, lo que aumenta los costos de fabricación. Por lo tanto, la concentración de Si y Al puede ser establecida dentro del intervalo de 0,4% a 3%.

**Mn: 0,1% a 5,0%**

Mn es un elemento reforzador de solución sólida que aumenta la resistencia de la lámina de acero, retrasa la transformación de la austenita en ferrita, y reduce la temperatura de  $A_{c3}$ . Si la concentración de Mn es menor que 0,1%, es necesario un tratamiento térmico de alta temperatura para tratar la lámina de acero en una región de austenita de una sola fase. Sin embargo, un tratamiento térmico de alta temperatura aumenta la oxidación de la lámina de acero, y cuando la lámina de acero es chapada, un tratamiento térmico de alta temperatura disminuye la resistencia al calor de la lámina de acero aunque la lámina de acero sea chapada. Además, aunque sea realizado un tratamiento térmico en la lámina de acero en una región de dos fases en la que coexisten la ferrita y la austenita, es posible que la lámina de acero no tenga el grado de resistencia deseado. Si la concentración de Mn supera 5,0%, las características de soldadura y laminación en caliente de la lámina de acero pueden resultar deterioradas. Por lo tanto, la concentración de Mn puede estar en el intervalo de 0,1% a 5,0%.

**P: 0,0001% a 0,1%**

Al igual que Si, P previene la generación de carburos cuando la martensita es tratada térmicamente. Sin embargo, si la concentración de P es excesiva, las características de soldadura de la lámina de acero resultan deterioradas, y por lo tanto el límite superior de la concentración de P es establecido en 0,1%. Además, dado que el ajuste de la concentración de P para que sea menor que 0,0001% puede ser relativamente costoso, el límite inferior de la concentración de P puede ser establecido en 0,0001%.

**S: 0,0001% a 0,03%**

S existe en la lámina de acero como una impureza y empeora la ductilidad y características de soldadura de la lámina de acero. Si la concentración de S es de 0,03% o menor, tales efectos indeseables son insignificantes, y por lo tanto el límite superior de la concentración de S puede ser establecido en 0,03%. Además, dado que el ajuste de la

concentración de S para que sea menor que 0,0001% puede ser relativamente costoso, el límite inferior de la concentración de S puede ser establecido en 0,0001%.

**N: 0,03% o menos (sin incluir 0%)**

5 N es un elemento inevitablemente incluido en el acero. N forma nitruros para aumentar la resistencia contra la fractura retardada causada por el hidrógeno. Además, el soluto N aumenta el límite de elasticidad de la lámina de acero cuando es realizado un tratamiento de endurecimiento al horno en la lámina de acero tras la pintura. Si la concentración de N excede 0,03%, las placas pueden volverse sensibles a las grietas y se pueden generar fácilmente burbujas en las placas durante un proceso de colada continua. Por lo tanto, la concentración de N puede ser establecida en 0,03% o menos. Por ejemplo, la concentración de N puede ser establecida en 0,02% o menos. En otro ejemplo, la concentración de N puede ser establecida en 0,01% o menos.

15 La lámina de acero que incluye las concentraciones de elementos mencionados con anterioridad puede incluir además: 0,01% a 2,0% de cada uno de al menos un elemento seleccionado del grupo que consiste en Cr, Mo y W que mejoran la capacidad de endurecimiento; 0,001% a 0,4% de cada uno de al menos un elemento seleccionado del grupo que consiste en Ti, Nb, Zr y V que mejoran la capacidad de endurecimiento por precipitación; 0,005% a 2,0% de cada uno de por lo menos un elemento de Cu y Ni que mejoran la resistencia; 0,0001% a 0,01% de B que mejora el endurecimiento de los límites de los granos y la capacidad de endurecimiento; o 0,001% a 0,1% de Sb que mejora las características del chapado.

**Cr, Mo, W: 0,01% a 2,0% cada uno**

20 Cr, Mo y W mejoran la capacidad de endurecimiento del acero y son eficaces para aumentar la resistencia del acero. Además, incluso en el caso de que el acero no sea enfriado lo suficiente debido al contacto inestable con las matrices durante un proceso de conformación a alta temperatura, el acero puede tener la resistencia adecuada debido a la capacidad de endurecimiento mejorada por Cr, Mo y W. Si la concentración de Cr, Mo o W es menor que 0,01%, es posible que no pueda ser obtenida una capacidad de endurecimiento suficiente, e incluso en el caso de que la concentración de Cr, Mo o W sea mayor que 2,0%, no son obtenidos más efectos a partir de esto, pero pueden aumentar los costos. Por lo tanto, la concentración de cada uno de Cr, Mo o W puede ser establecida dentro del intervalo de 0,01% a 2,0%.

**Ti, Nb, Zr, V: 0,001% a 0,4% cada uno**

30 Ti, Nb, Zr y V vuelven al acero más fuerte, con tamaño de grano más pequeño, y tienen buenas características de tratamiento térmico. Si la concentración de Ti, Nb, Zr, o V es de 0,001% o menor, tales efectos pueden no ser obtenidos, y si la concentración de Ti, Nb, Zr, o V es mayor que 0,4%, los costos pueden aumentar innecesariamente. Por lo tanto, la concentración de cada uno de estos puede oscilar entre 0,001% y 0,4%.

**Cu, Ni: 0,005% a 2,0% cada uno**

35 Cu se precipita en micro tamaños para aumentar la resistencia del acero. Si la concentración de Cu es menor que 0,005%, puede no ser obtenida la suficiente resistencia, y si la concentración de Cu es mayor que 2,0%, la capacidad de trabajo puede resultar deteriorada. Ni mejora las características de resistencia y tratamiento térmico del acero. Si la concentración de Ni es menor que 0,005%, tales efectos pueden no ser obtenidos, y si la concentración de Ni es mayor que 2,0%, los costos aumentan. Por lo tanto, la concentración de cada uno de Cu y Ni puede ser establecida dentro del intervalo de 0,005% a 2,0%.

**B: 0,0001% a 0,01%**

40 B mejora la capacidad de endurecimiento, e incluso en el caso en que sea añadida una pequeña cantidad de B al acero, la resistencia del acero puede aumentar notablemente tras un tratamiento térmico. Si la concentración de B es menor que 0,0001%, este efecto puede no ser obtenido, e incluso en el caso de que la concentración de B sea mayor que 0,01%, el efecto puede no ser mejorado de forma adicional y las características de conformación en caliente pueden resultar deterioradas. Por lo tanto, la concentración de B puede ser establecida dentro del intervalo de 0,0001% a 0,01%.

**Sb: 0,001% a 0,1%**

50 Sb se concentra en la superficie de la lámina de acero, y así, durante el recocido, puede ser evitado que el Si y el Al añadidos en la lámina de acero se concentren en la superficie de la misma como óxidos de Si y Al que deterioren las características del chapado de la lámina de acero. Si la concentración de Sb es menor que 0,001%, es posible que tales efectos no sean obtenidos, y si la concentración de Sb es mayor que 0,1%, las características de conformación en caliente de la lámina de acero resultan deterioradas. Por lo tanto, la concentración de Sb puede ser establecida dentro del intervalo de 0,001% a 0,1%.

Un miembro formado de la presente invención tiene una microestructura que consiste en: 5% a 40% por fracción de área de austenita retenida; 60% a 95% por fracción de área de martensita; y 10% o menor por fracción de área de

ferrita (incluyendo 0%). Si la fracción de área de austenita retenida es menor que 5%, el miembro formado puede no tener un alargamiento elevado que es un objeto de la presente invención. Por el contrario, el ajuste de la fracción de área de la austenita retenida para que sea mayor que 40% requiere la adición de grandes cantidades de C, Si, y Al, lo que hace difícil la fabricación del miembro formado.

5 Como ya ha sido mencionado, el miembro formado incluye martensita además de la austenita retenida. La martensita puede ser generada cuando el miembro formado sea inactivado a un intervalo de temperatura de Ms a Mf. Además, la martensita puede ser generada cuando el miembro formado sea enfriado tras ser tratado térmicamente a una temperatura menor que Ac1. En este momento, el carburo puede ser generado en la martensita. El miembro formado incluye 60% a 95% por fracción de área de la martensita. Si la fracción de área de la martensita es menor que 60%,  
10 el miembro formado puede no tener el grado de resistencia deseado, y si la fracción de área de la martensita es mayor que 95%, la fracción de área de la austenita retenida se vuelve insuficiente. La martensita puede incluir martensita no templada y martensita templada.

Si el miembro formado es tratado térmicamente a una temperatura entre Ac1 y Ac3 o es enfriado lentamente después de un tratamiento térmico, puede generarse ferrita. La fracción de área de la ferrita en el miembro formado es establecida para no exceder el 10%. Si la fracción de área de la ferrita excede el 10%, el miembro formado puede no tener el grado de resistencia deseado.  
15

Un objeto de la presente invención es proporcionar un miembro formado que tenga una resistencia a la tracción de 1000 Mpa o mayor y un alargamiento de 10% o mayor por el ajuste de la composición y microestructura de la lámina de acero como es descrito con anterioridad y la fabricación del miembro formado como es descrito a continuación. Los límites superiores de la resistencia a la tracción y el alargamiento de la lámina de acero no son mencionados porque es preferente que la lámina de acero tenga tanta resistencia a la tracción y alargamiento como sea posible.  
20

A continuación, es explicado un procedimiento de fabricación de una lámina de acero tal como una lámina de acero laminado en caliente, una lámina de acero laminado en frío o una lámina de acero chapado.

Una placa de acero con la composición descrita con anterioridad es calentada a 1000°C a 1300°C y es laminada en caliente. Si la temperatura de calentamiento es menor que 1000°C, la estructura de colada continua de la placa puede no ser uniforme, y si la temperatura de calentamiento es mayor que 1300°C, los costos de fabricación pueden aumentar. Entonces, la placa es sometida a un proceso de acabado de laminación en caliente a una temperatura entre Ar3 y 1000°C para formar una lámina de acero laminado en caliente. Si la temperatura del proceso de acabado de laminación en caliente es menor que la de Ar3, el proceso de laminación en caliente puede convertirse en un proceso de laminación en dos fases para mezclar los granos de la lámina de acero laminado en caliente y dificultar la realización del proceso. Si la temperatura del proceso de acabado de laminación en caliente es mayor que 1000°C, los granos de la lámina de acero laminado en caliente pueden volverse más gruesos. A partir de entonces, la lámina de acero laminado en caliente es enrollada a una temperatura mayor que Ms pero igual o menor que 750°C. Si la lámina de acero laminado en caliente es enrollada a una temperatura de Ms o menor, la transformación en martensita es producida para aumentar excesivamente la resistencia de la lámina de acero laminado en caliente, y si la lámina de acero laminado en caliente es enrollada a una temperatura mayor que 750°C, el espesor de una capa de óxido de la lámina de acero laminado en caliente aumenta. La lámina de acero laminado en caliente puede ser tratada térmicamente de acuerdo con el uso o puede ser decapada y utilizada para formar un miembro formado. Después de este tratamiento térmico o proceso de decapado, la lámina de acero laminado en caliente puede ser chapada para mejorar la resistencia a la corrosión. Luego, la lámina de acero laminado en caliente chapado puede ser utilizada para formar un miembro formado. El proceso de chapado no está limitado a un tipo o procedimiento particular. Para el proceso de chapado pueden ser utilizados todos los tipos y procedimientos de chapado adecuados conocidos en la técnica relacionada.  
25  
30  
35  
40

La lámina de acero laminado en caliente es decapada y laminada en frío. La relación de reducción del laminado en frío no está limitada, por ejemplo, puede ser un valor comúnmente utilizado. La lámina de acero laminado en frío es continuamente recocida o recocida por lotes. Las condiciones del proceso de recocido no están limitadas. Por ejemplo, la resistencia de la lámina de acero laminado en frío puede ser reducida mediante el proceso de recocido para el siguiente proceso de conformación en frío o tratamiento térmico. Como ha sido descrito anteriormente, la lámina de acero laminado en frío puede ser chapada. El proceso de chapado no está limitado a un tipo o procedimiento particular porque el proceso de chapado sustancialmente no tiene ninguna influencia en las propiedades de la lámina de acero laminado en frío requeridas en la presente invención.  
45  
50

Por ejemplo, el proceso de chapado de la lámina de acero laminado en frío o en caliente puede ser un proceso de chapado de aluminio, un proceso de chapado de cinc, un proceso de chapado de cinc aleado o un proceso de electrodeposición de cinc. En lugar del proceso de chapado, puede ser realizado un proceso de chapado con resina utilizando al menos uno de solgel y polvo de aluminio.  
55

Como ha sido descrito anteriormente, la lámina de acero puede incluir por fracción de área: 5% a 40% de austenita retenida; 60% a 95% de martensita; y 10% o menor (incluyendo 0%) de ferrita.

A continuación, es descrito un procedimiento de fabricación de un miembro formado de acuerdo con la invención.

5 La lámina de acero fabricada como ha sido descrito anteriormente es sometida a un proceso de prensado en el que la lámina de acero es prensada en caliente o en frío y es tratada térmicamente. El prensado en caliente es realizado después de que la lámina de acero es calentada a una temperatura de la región de la austenita igual o mayor que Ac3. Sin embargo, en el caso de prensado en frío, la lámina de acero es prensada en frío y luego es calentada a una temperatura de la región de la austenita igual o mayor que Ac3.

10 La lámina de acero prensada es sometida a un intervalo de temperatura entre la Ms. y Mf. Si la lámina de acero prensado es inactivada a una temperatura mayor que Ms, puede que no se produzca la transformación a martensita, pero sí la transformación a bainita, y en el siguiente tratamiento por enfriamiento, la austenita retenida puede ser transformada en martensita. En este caso, la fracción de área de la martensita puede no ser de 5% o mayor. Si la lámina de acero es enfriada a una temperatura menor que Mf, la austenita puede no ser retenida mientras es transformada en martensita. Por lo tanto, incluso en el caso de que la lámina de acero sea mantenida a una temperatura igual o menor que Ac1 para la difusión del carbono, la austenita puede no generarse o puede generarse 5% o menos de austenita.

15 La lámina de acero puede ser inactivada a un intervalo de temperatura entre Ms y Mf (90%). La temperatura Mf (90%) es una temperatura para permitir aproximadamente 10% de austenita retenida. Es decir, si la lámina de acero es inactivada a una temperatura mayor que Mf (90%), puede ser concentrado más carbono en la austenita, y 5% o más de la austenita retenida puede ser garantizada de manera estable incluso en el caso de que la austenita sea transformada en martensita durante el recalentamiento y enfriamiento.

20 La inactivación es realizada a una tasa de 10°C/s a 500°C/s. Si la tasa de enfriamiento es menor que 10°C/s, puede generarse ferrita o bainita y la martensita puede ser insuficiente. Si la tasa de enfriamiento es mayor que 500°C/s, incluso en el caso de que la martensita se genere lo suficiente, los costos del proceso aumentan debido a la tasa de inactivación excesivamente alta.

25 A partir de entonces, la lámina de acero inactivada es calentada a una temperatura igual o menor que Ac1 y es mantenida a esa temperatura. Si el calentamiento, es decir, el templado es realizado en una región de dos fases que incluye ferrita y austenita a una temperatura mayor que Ac1, puede generarse una gran cantidad de ferrita y la martensita puede ablandarse rápidamente, por lo que la lámina de acero puede no tener la resistencia deseada. Si el templado es realizado a una temperatura menor que Ms, puede llevar demasiado tiempo difundir el carbono en la austenita retenida en el proceso de enfriamiento. Por lo tanto, el templado puede ser realizado a una temperatura igual o mayor que la de Ms.

30 En lo anterior, cuando la lámina de acero inactivada es calentada a una temperatura igual o menor que Ac1 y es mantenida a esa temperatura, el período de mantenimiento es de 1 segundo a 10.000 segundos. Si el período de mantenimiento es menor que 1 segundo, el carbono de la martensita puede no concentrarse suficientemente en la austenita, y si el tiempo del período de mantenimiento es mayor que 10.000 segundos, la martensita puede ablandarse excesivamente para reducir la resistencia de la lámina de acero.

### 35 **Modo para la invención**

A continuación, la presente invención es descrita en más detalle con referencia a un ejemplo. El ejemplo es un ejemplo que tiene por objeto explicar la presente invención, y la presente invención no está limitada al ejemplo.

#### **Ejemplo**

40 Las placas de acero con composiciones como las mostradas en la tabla 1 y formadas por fusión al vacío fueron calentadas a 1000°C a 1300°C durante 1 hora en un horno de calentamiento, y fueron laminadas en caliente para formar láminas de acero laminado en caliente. Las láminas de acero laminado en caliente fueron enfriadas a una temperatura predeterminada en un horno. El laminado en caliente fue terminado a una temperatura de 850°C a 950°C, y la temperatura de enfriamiento en el horno era de 680°C. A partir de entonces, las láminas de acero laminado en caliente fueron decapadas y laminadas en frío a una relación de reducción de 50%. Las láminas de acero laminado en frío fueron recocidas a 780°C. Después, las láminas de acero laminado en frío fueron finalmente recocidas continuamente a una temperatura de sobre-envejecimiento de 400°C.

Tabla 1

Núm.	Composición química (% en peso)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Otros
*IS 1	0,11	1,6	3,03	0,0027	0,0053	0,034	0,0033	-
IS 2	0,31	1,6	1,54	0,0023	0,0038	0,032	0,0022	-
IS 3	0,31	1,6	3,03	0,0025	0,0043	0,039	0,0153	-
IS 4	0,32	1,6	3,00	0,0029	0,0054	0,032	0,0037	-
IS 5	0,31	1,7	2,98	0,0035	0,0045	0,565	0,0027	-
IS 6	0,31	1,1	1,54	0,0160	0,0071	0,013	0,0039	-
IS 7	0,31	1,7	2,97	0,0032	0,0043	0,022	0,0040	Ti:0,049
IS 8	0,31	1,6	3,02	0,0026	0,0045	0,026	0,0027	Nb:0,048
IS 9	0,30	1,6	2,97	0,0042	0,0038	0,041	0,0032	V:0,095
IS 10	0,31	1,7	3,04	0,0051	0,0027	0,034	0,0028	Zr:0,047
IS 11	0,632	1,7	3,03	0,0027	0,0051	0,032	0,0028	B:0,0027
IS 12	0,31	1,6	2,98	0,0031	0,0052	0,030	0,0036	Cr:0,50
IS 13	0,30	1,5	2,99	0,0045	0,0028	0,027	0,0047	Mo:0,08
IS 14	0,31	1,7	3,10	0,0037	0,0046	0,045	0,0033	W:0,04
IS 15	0,29	1,6	3,03	0,0028	0,0038	0,033	0,0027	Cu:0,12
IS 16	0,32	1,6	2,99	0,0028	0,0053	0,030	0,0035	Ni:0,51
IS 17	0,31	1,6	3,01	0,0047	0,0034	0,027	0,0029	Sb:0,047
**CS 1	0,32	0,1	3,02	0,0025	0,0054	0,033	0,0041	-
CS 2	0,23	0,2	1,29	0,0112	0,0022	0,031	0,0042	Ti:0,023
								B:0,0022

\*IS: Acero de la Invención, \*\*CS: Acero Comparativo

5 Fue simulado un tratamiento térmico en un proceso de prensado en caliente, como es mostrado en la FIG. 1 y la Tabla 2. En detalle, las láminas de acero fabricadas como ha sido descrito anteriormente fueron calentadas a una tasa de 30°C/s y mantenidas a 900°C (SS), más alto que Ac3, durante 3 minutos. Luego, las láminas de acero fueron enfriadas a una temperatura predeterminada T1 a una tasa de 30°C/s y mantenidas durante 2 segundos a la temperatura predeterminada T1. Después, las láminas de acero fueron recalentadas a una temperatura predeterminada T2 y mantenidas a la temperatura predeterminada T2 durante 10 segundos. Después de eso, las láminas de acero fueron enfriadas a temperatura ambiente a una tasa de 50°C/s. Las temperaturas predeterminadas T1 y T2 fueron determinadas mediante pruebas de dilatación. Ac3, Ac1 y Ms fueron calculadas a partir de T1 y T2, y Mf (90%) para

5 una transformación de 90% fue calculada por la regla de la palanca. Las muestras fueron fabricadas a partir de las láminas de acero de acuerdo con la norma JIS Z 2201 No.5 SPECIMEN, y fueron medidas las propiedades mecánicas de las muestras. La fracción de área de austenita retenida fue calculada por la Fórmula 1 a continuación y el procedimiento de 5 picos utilizando áreas de picos de austenita (200), (220), y (311), y áreas de picos de ferrita (200) y (211) obtenidos de pruebas de difracción de rayos X. Las propiedades mecánicas y las fracciones de área de austenita de las muestras son mostradas en la Tabla 3 a continuación.

[Fórmula 1]

$$V_1^{TRD} = \frac{[1/2.19(I_{200}^{200}/I_y^{200})+1]+[1/1.35(I_{220}^{220}/I_y^{220})+1]+[1/1.5(I_{311}^{311}/I_y^{311})+1]+[1/1.12(I_{200}^{211}/I_y^{200})+1]+[1/0.7(I_{211}^{211}/I_y^{200})+1]+[1/0.78(I_{211}^{211}/I_y^{311})+1]}{6}$$

Tabla 2

Núm.		Ac3 (°C)	Ac1 (°C)	Ms (°C)	Mf (90%) (°C)	Condiciones de tratamiento térmico			
Tipos de acero	Núm. de muestra					SS (°C)	T1 (°C)	T2 (°C)	t2 (s)
*IS 1	**ISP 1	852	669	377	164	900	269	421	10
IS 2	ISP 2	845	734	338	125	900	253	416	10
IS 3	ISP 3	804	680	293	79	900	201	423	10
	ISP 4					900	198	423	100
	ISP 5					900	176	419	500
	ISP 6					900	194	521	10
	***CSP 1					900	194	<b>821</b>	10
	CSP 2					<b>750</b>	170	419	10
IS 4	ISP 7	804	682	290	76	900	185	411	10
IS 5	ISP 8	856	686	315	104	900	237	402	10
IS 6	ISP 9	828	725	345	132	900	207	423	10
	CSP 3					900	238	<b>285</b>	10
	CSP 4					900	<b>50</b>	-	10
IS 7	ISP 10	809	683	292	78	900	200	4118	10
IS 8	ISP 11	807	680	294	80	900	208	423	10
IS 9	ISP 12	814	681	298	84	900	218	381	10
IS 10	ISP 13	808	681	290	6	900	226	408	10
IS 11	ISP 14	805	682	288	74	900	192	420	10

ES 2 804 260 T3

Núm.		Ac3 (°C)	Ac1 (°C)	Ms (°C)	Mf (90%) (°C)	Condiciones de tratamiento térmico			
Tipos de acero	Núm. de muestra					SS (°C)	T1 (°C)	T2 (°C)	t2 (s)
IS 12	ISP 15	800	687	288	75	900	212	419	10
IS 13	ISP 16	805	680	299	87	900	195	406	10
IS 14	ISP 17	807	679	288	74	900	191	402	10
IS 15	ISP 18	807	678	300	86	900	206	437	10
IS 16	ISP 19	789	659	279	70	900	181	387	10
IS 17	ISP 20	804	681	292	78	900	198	392	10
****CS 1	CSP 5	764	660	309	96	900	201	422	10
CS 2	CSP 6	791	686	380	169	900	215	416	10

\*IS: Acero de la Invención, \*\*ISP: Muestra de la Invención, \*\*\*CSP: Muestra Comparativa, \*\*\*\*CS: Acero Comparado

**Tabla 3**

Núm.		YP (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	Microestructura (Fracción de área %)		
Tipos de acero	Núm. de muestra				* γ Retenida	**M+TM	***F
IS 1	ISP 1	1003	1194	13,7	9,5	88,0	2,5
IS 2	ISP 2	1019	1291	14,8	13,3	83,1	3,6
IS 3	ISP 3	971	1594	14,8	14,2	84,6	1,2
	ISP 4	1063	1479	16,8	16,6	82,7	0,7
	ISP 5	1213	1445	17,7	17,0	82,5	0,5
	ISP 6	791	1396	14,2	12,7	86,5	0,8
	CSP 1	1221	1970	1,6	3,7	95,6	0,7
	CSP 2	601	1460	3,9	3,5	80,8	15,7
IS 4	ISP 7	1015	1563	17,0	15,2	84,3	0,5
IS 5	ISP 8	973	1518	18,3	16,3	79,5	4,2
IS 6	ISP 9	1342	1491	13,8	11,4	87,7	0,9
	CSP 3	1263	1867	6,1	0,6	98,7	0,7

ES 2 804 260 T3

Núm.		YP (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	Microestructura (Fracción de área %)		
Tipos de acero	Núm. de muestra				* y Retenida	**M+TM	***F
	CSP 4	1327	1973	5,3	0,1	99,5	0,4
IS 7	ISP 10	1034	1601	17,6	13,3	86,2	0,5
IS 8	ISP 11	974	1591	15,2	14,3	84,8	0,9
IS 9	ISP 12	1032	1507	16,3	14,2	85,4	0,4
IS 10	ISP 13	1063	1542	16,7	14,8	84,5	0,7
IS 11	ISP 14	973	1597	17,0	14,2	83,4	2,4
IS 12	ISP 15	884	1647	15,5	15,2	83,5	1,3
IS 13	ISP 16	1106	1612	16,8	14,7	84,5	0,8
IS 14	ISP 17	1057	1586	16,9	14,8	84,9	0,3
IS 15	ISP 18	1152	1573	15,4	13,7	85,9	0,4
IS 16	ISP 19	1139	1602	17,7	16,8	82,5	0,7
IS 17	ISP 20	1053	1582	16,2	14,5	84,7	0,8
CS 1	CSP 5	1090	1406	7,4	0,2	99,4	0,4
CS 2	CSP 6	1158	1260	6,4	0,0	99,4	0,6
* y Retenida: austenita retenida.							
**M: martensita, TM: martensita templada.							
***F: ferrita.							

5 Con referencia a las Tablas 1 a 3, las Muestras de la Invención 1 a 20, formadas por aceros que tienen composiciones y fabricados por el procedimiento de acuerdo con la presente invención, tienen 5% o más por fracción de área de austenita retenida y buen alargamiento. Sin embargo, las Muestras Comparativas 5 y 6 tienen menos que 5% por fracción de área de austenita retenida y escaso alargamiento porque las Muestras Comparativas 5 y 6 no tienen composiciones de acuerdo con la presente invención.

Si bien las Muestras Comparativas 1 y 2 tienen composiciones de acuerdo con la presente invención, T2 y SS no están dentro de los intervalos propuestos por la presente invención. Por lo tanto, las Muestras Comparativas 1 y 2 no tienen 5% o más de austenita retenida y por lo tanto tienen escaso alargamiento.

10 Si bien las Muestras Comparativas 3 y 4 tienen composiciones de acuerdo con la presente invención, T2 y T1 no están dentro de los intervalos propuestos por la presente invención. Por lo tanto, las Muestras Comparativas 3 y 4 tienen escaso alargamiento. En el caso de la Muestra Comparativa 3, T2 es menor que Ms, y por lo tanto no se puede asegurar un período suficiente de tiempo y temperatura para estabilizar la austenita retenida. Como un resultado, en el proceso de enfriamiento final, la mayoría de la austenita es transformada en martensita, y por lo tanto la austenita no puede ser suficientemente retenida. En el caso de la Muestra Comparativa 4, T1 es menor que Mf, lo que es ventajoso en términos de alta resistencia pero desventajoso en términos de retención de una cantidad deseada de austenita porque la mayoría de la austenita es transformada en martensita.

5 Las FIGS. 2(a) y 2(b) son imágenes de la microestructura de los miembros formados. La FIG. 2(a) es una imagen de la microestructura de la Muestra Comparativa 6, y la FIG. 2(b) es una imagen de la microestructura de la Muestra de la Invención 7. Con referencia a las FIGS. 2(a) y 2(b), la Muestra Comparativa 6 a la que no es añadida Si suficiente no retiene suficiente austenita, y por lo tanto, una gran cantidad de cementita se precipita sobre los granos o los bordes de los granos. Sin embargo, en el caso de la Muestra de la Invención 7, la mayor parte de la austenita retenida es estabilizada y está presente en los bordes de los granos porque se difunde carbono suficiente durante un tratamiento térmico en T2.

10

**REIVINDICACIONES**

1. Un miembro formado que tiene una ductilidad mejorada, consistiendo el miembro formado en, en % en peso, C: 0,1% a 1,0%. Si+Al: 0,4% a 3,0%. Mn: 0,1% a 5,0%. P: 0,0001% a 0,1%, S: 0,0001% a 0,03%, N: 0,03% o menor pero no 0%, opcionalmente comprendiendo además al menos uno seleccionado del grupo que consiste en (a), (b), (c), (d) y (e), en el que: (a) al menos uno seleccionado del grupo que consiste en Cr: 0,01% a 2,0%. Mo: 0,01% a 2,0% y W: 0,01% a 2,0%; (b) al menos uno seleccionado del grupo que consiste en Ti: 0,001% a 0,4%, Nb: 0,001% a 0,4%, Zr: 0,001% a 0,4% y V: 0,001% a 0,4%; (c) al menos uno de Cu: 0,005% a 2,0% y Ni: 0,005% a 2,0%; (d) B: 0,0001% a 0,01%; y (e) Sb: 0,001% a 0,1% y el resto de Fe e impurezas inevitables, en el que el miembro formado tiene una microestructura que por fracción de área consiste en: 5% a 40% de austenita retenida, 60% a 95% de martensita, y 10% o menor (incluyendo 0%) de ferrita, y
- 5
- 10
- en el que el miembro formado tiene una resistencia a la tracción de 1000 Mpa o mayor y un alargamiento de 10% o mayor.
2. Un procedimiento de fabricación de un miembro formado, comprendiendo el procedimiento:
- 15
- realizar un proceso de prensado en una lámina de acero que consiste en, en % en peso, C: 0,1% a 1,0%, Si+Al: 0,4% a 3,0%, Mn: 0,1% a 5,0%, P: 0,0001% a 0,1%, S: 0,0001% a 0,03%, N: 0,03% o menor pero no 0%, opcionalmente comprendiendo además al menos uno seleccionado del grupo que consiste en (a), (b), (c), (d) y (e), en el que: (a) al menos uno seleccionado del grupo que consiste en Cr: 0,01% a 2,0%, Mo: 0,01% a 2,0%, y W: 0,01% a 2,0%; (b) al menos uno seleccionado del grupo que consiste en Ti: 0,001% a 0,4%, Nb: 0,001% a 0,4%, Zr: 0,001% a 0,4%, y V: 0,001% a 0,4%; (c) al menos uno de Cu: 0,005% a 2,0% y Ni: 0,005% a 2,0%; (d) B: 0,0001% a 0,01%; y (e) Sb: 0,001% a 0,1% y el resto de Fe e impurezas inevitables;
- 20
- inactivar la lámina de acero a un intervalo de temperatura Ms-Mf; y
- calentar la lámina de acero inactivada a un intervalo de temperatura igual o menor que Ac1 a partir de una temperatura igual o mayor que el punto Ms y mantener la lámina de acero dentro del intervalo de temperatura,
- 25
- y
- en el que el procedimiento comprende además calentar la lámina de acero a una temperatura, dentro de un intervalo de temperatura de formación de austenita, igual o mayor que el punto Ac3 antes o después de realizar el proceso de prensado, y
- el enfriamiento es realizado a una tasa de 10°C/s a 500°C/s, y
- 30
- el mantenimiento de la lámina de acero dentro del intervalo de temperatura continúa durante 1 segundo a 10.000 segundos.

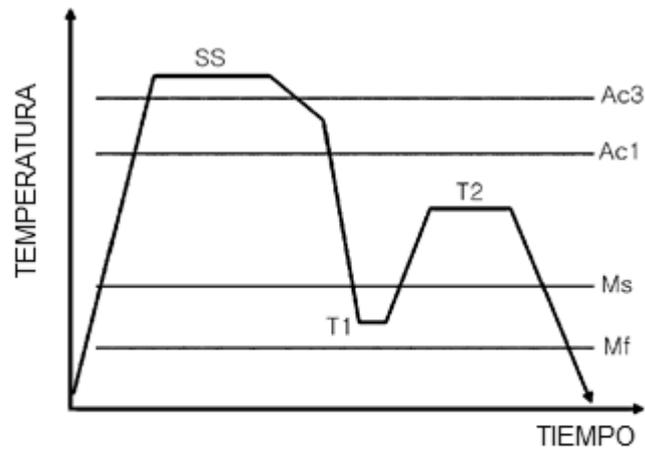


FIG. 1

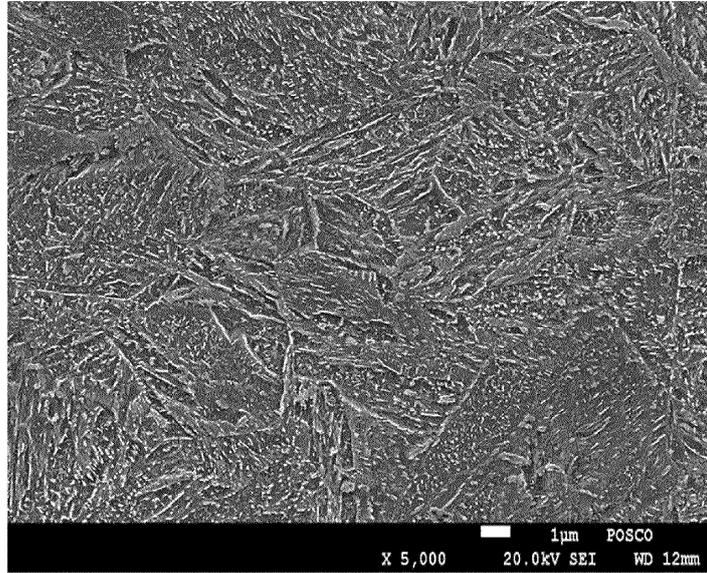


FIG. 2A

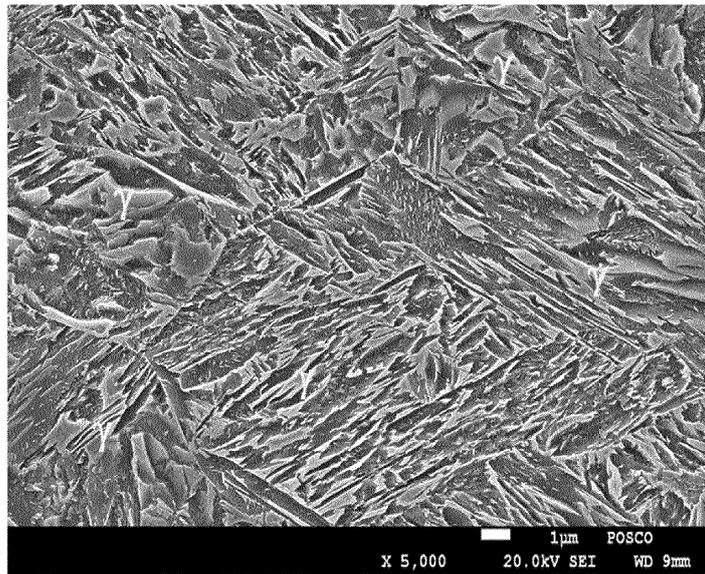


FIG. 2B