

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 983 620**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>B32B 15/01</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/02</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/40</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/12</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **22.06.2018 PCT/KR2018/007085**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **03.01.2019 WO19004662**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **22.06.2018 E 18822677 (3)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **28.02.2024 EP 3647452**

54 Título: **Lámina de acero con excelente resistencia a las fisuras por fragilización por metal líquido y procedimiento de fabricación de la misma**

30 Prioridad:  
**30.06.2017 KR 20170083462**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**23.10.2024**

73 Titular/es:  
**POSCO CO., LTD (100.0%)  
6261, Donghaean-roNam-gu  
Pohang-si, Gyeongsangbuk-do 37859, KR**

72 Inventor/es:  
**LEE, SEA-WOONG;  
LEE, KYOO-YOUNG;  
RYU, JOO-HYUN y  
KANG, KI-CHEOL**

74 Agente/Representante:  
**GONZÁLEZ PECES, Gustavo Adolfo**

ES 2 983 620 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**

Lámina de acero con excelente resistencia a las fisuras por fragilización por metal líquido y procedimiento de fabricación de la misma

**Campo técnico**

La presente invención se refiere a una lámina de acero que tiene una excelente resistencia a las grietas por fragilización del metal líquido y a un procedimiento para fabricar la misma.

**[Técnica anterior]**

Existen aspectos contradictorios, en el sentido de que es necesario reducir los espesores de las láminas de acero para aligerar las láminas de acero de los automóviles, mientras que es necesario aumentar los espesores de dichas láminas de acero para garantizar la seguridad en caso de colisión. Para resolver esta contradicción, es necesario aumentar la moldeabilidad de un material al tiempo que se incrementa su resistencia, y se sabe que esto es factible mediante la utilización de diversos tipos de acero en láminas de acero para automoción, tal como el acero de fase dual (en lo sucesivo, "acero DP"), conocido como acero de alta resistencia avanzada (AHSS), acero de plasticidad inducida por transformación (en lo sucesivo, "acero TRIP") y acero de fase compleja (en lo sucesivo, "acero CP").

Aunque la resistencia del acero puede aumentarse incrementando un contenido de carbono o un contenido de aleación de un acero avanzado de alta resistencia, la resistencia a la tracción, que puede alcanzarse teniendo en cuenta aspectos prácticos como la soldabilidad por puntos, y similares, está limitada a aproximadamente 1200 MPa. Además, cuando se aumenta el contenido de carbono o un contenido de aleación de un acero de alta resistencia avanzada para garantizar dicha resistencia, pueden generarse grietas debido a la fragilización por metal líquido de una parte soldada por puntos de un material de chapado, lo que dificulta la ampliación de las aplicaciones de los aceros de resistencia ultraalta. La FIG. 1 es una imagen fotográfica de un material de acero que presenta grietas de fragilización por metal líquido generadas tras una soldadura por puntos. Como se muestra en la FIG. 1, las grietas que se producen después de la soldadura por puntos se clasifican en grietas de tipo A a C, de acuerdo con los lugares de aparición: el tipo A es un tipo de grieta que se produce en una porción de soldadura en contacto con el electrodo y se sabe que tiene un efecto insignificante en el rendimiento del material, y los tipos B y C de grietas, que se producen respectivamente en un hombro de soldadura y en un material base, tienen efectos significativos en el rendimiento del material y, por lo tanto, se gestionan con arreglo a normas estrictas. Se sabe que la fragilización del metal líquido está causada por los tres factores siguientes:

- Material: elementos de aleación (silicio (Si), aluminio (Al), boro (B), vanadio (V), etc.), microestructura de la superficie, tamaño de grano, resistencia del material base
- Chapado: cantidad de chapado, composición de la capa de chapado/punto de fusión
- Soldadura: aporte de calor, distancia entre electrodos, desalineación del electrodo de soldadura

Las técnicas existentes para obtener acero de resistencia ultra alta se han desarrollado de diversas formas. Los Documentos de Patente 1 y 2 describen un acero que tiene propiedades notablemente excelentes, es decir, un producto de resistencia a la tracción y ductilidad de al menos 30.000 MPa%, utilizando 3,5 % en peso a 9 % en peso de Mn y 2 % en peso a 9 % en peso de Mn, respectivamente, pero guardan completo silencio sobre las grietas en una porción soldada que se producen en un material de chapado o cualquier solución a dichas grietas.

El Documento de Patente 3 proporciona un procedimiento para fabricar una lámina de acero de alta resistencia cuya resistencia a la tracción es de al menos 980 MPa y un producto de resistencia a la tracción y ductilidad es de 24.000 MPa utilizando de 3,5 % en peso a 10 % en peso de Mn. Dichos documentos de patente no proporcionan una solución para la fragilización por metal líquido de una porción soldada por puntos.

El Documento de Patente 4 se refiere a una pieza prensada en caliente que se fabrica realizando un prensado en caliente sobre una lámina de acero que tiene una resistencia a la tracción TS de 1500 MPa o más y un alargamiento uniforme uEI de 6,0 % o más.

**(Documento de la técnica anterior)**

- (Documento de Patente 1) Publicación de Patente China No. 101638749B
- (Documento de Patente 2) Publicación de Patente China No. 1375694-332555
- (Documento de Patente 3) Publicación de Patente Coreana Núm. 2014-000574
- (Documento de Patente 4) EP EP3181715A1

**[Divulgación]**

Problema técnico

Un aspecto de la presente invención es no sólo proporcionar un producto que tenga un alto producto de resistencia a la tracción y ductilidad, sino también una lámina de acero de ultra alta resistencia y alta ductilidad que tenga una excelente resistencia a la fragilización por metal líquido, y un procedimiento de fabricación del mismo.

5 **[Solución Técnica]**

Un aspecto de la presente invención proporciona una lámina de acero como se define en la reivindicación 1.

10 Otro aspecto de la presente invención proporciona un procedimiento de fabricación de una lámina de acero como se define en la reivindicación 3.

**[Efectos Ventajosos]**

15 De acuerdo con un aspecto de la presente invención, se puede aumentar la resistencia a las grietas que se producen durante la soldadura por puntos, permitiendo así la fabricación de una lámina de acero de ultra alta resistencia y alta ductilidad para el moldeo por prensado en frío sin una reducción del rendimiento del material incluso después de la soldadura.

20 **Descripción de los dibujos**

La FIG. 1 es una imagen fotográfica de un material de acero en el que se produjo una fisuración por fragilización del metal líquido tras una soldadura por puntos.

La FIG. 2 son imágenes fotográficas de porciones soldadas del acero inventivo 1 y del acero comparativo 2 del Ejemplo 1, observadas mediante un microanalizador de rayos X con sonda de electrones (EPMA).

25 La FIG. 3 son imágenes fotográficas de capas empobrecidas en Mn de los aceros inventivos 1 a 7 y de los Ejemplos comparativos 1 y 2.

La FIG. 4 son imágenes fotográficas de los ejemplos inventivos 1 y 2 y del ejemplo comparativo 1 del ejemplo 2: (A) son imágenes fotográficas de las capas empobrecidas en Mn, y (B) son imágenes fotográficas de la parte soldada observadas mediante un EPMA.

30

**[Mejor Modo]**

35 Los presentes inventores han completado la presente invención teniendo conocimiento de que se puede proporcionar una lámina de acero que tenga una excelente resistencia a las grietas por fragilización por metal líquido mediante la creación de un cierto nivel o más de capas empobrecidas en Mn a través del control adecuado de una composición de aleación y microestructura, así como de condiciones de fabricación tales como un contenido de Al+Si y un tiempo de decapado.

40 A continuación, se describirá la presente invención. Se describirán los componentes de aleación y una gama de composición. En lo sucesivo, ¡una unidad de cantidad de cada elemento se refiere al peso!, a menos que se indique lo contrario.

**C: 0,04% a 0,35%**

45 El carbono (C) es un elemento importante, que se añade al acero para estabilizar la austenita restante, y debe añadirse en una cantidad de al menos 0,04%. Un contenido de AC superior al 0,35% deteriora la soldabilidad por puntos, una importante técnica de unión de un miembro estructural de automóvil en un caso, como en la presente invención, en el que se añade una cantidad excesiva de Mn. A este respecto, el límite superior se fija en el 0,35%. Por consiguiente, el contenido de C se sitúa entre el 0,04% y el 0,35%, preferentemente entre el 0,07% y el 0,30%.

50

**Al+Si: de 0,99% o menos**

55 El Al y el Si son elementos que inhiben la deposición de carburos en la ferrita y promueven la difusión del carbono en la ferrita hacia la austenita, contribuyendo así a la estabilización de la austenita restante. Un contenido de Al+Si superior al 0,99% deteriora la soldabilidad por puntos, lo que reduce significativamente la fragilización por metal líquido. A este respecto, el límite superior se fija en 0,99% o menos. Mientras tanto, una razón por la que un límite inferior del contenido de Al+Si no está limitado e incluye 0% es porque la estabilidad de la austenita restante puede asegurarse fácilmente sin una adición de Al o Si en un caso, como en la presente invención, en el que se añade una cantidad excesiva de Mn. Por consiguiente, el intervalo de contenido de Al+Si es 0,99% o menos, preferentemente 0,95% o menos.

60

**Mn: 3,5 a 10%**

65 El Mn es un elemento utilizado principalmente en los aceros metamórficos para la formación y estabilización de la austenita remanente y la supresión de la transformación en ferrita durante el enfriamiento. En el caso de que la cantidad de Mn añadido sea inferior al 3,5%, es probable que la ferrita se transforme y la austenita quede

insuficientemente asegurada, dificultando así la obtención de propiedades mecánicas. Cuando se añade más del 10% de Mn, la producción de fundición de plomo se hace difícil, y la temperatura del acero fundido puede reducirse debido a la adición de una gran cantidad de ferroaleación, lo que conlleva la desventaja de que la productividad no puede garantizarse de forma estable. En consecuencia, el contenido de Mn está en el intervalo de 3,5% a 10%, preferentemente, 4,0% a 9,0%.

**P: 0,05% o menos (excluido 0%)**

P es un elemento sólido reforzador de la solución. Cuando su contenido supera el 0,05%, se reduce la soldabilidad y aumenta considerablemente el riesgo de fragilidad del acero. Por consiguiente, el límite superior del mismo está limitado a 0,05% o menos. Es preferible que su límite superior se limite al 0,02% o menos, y más preferentemente, al 0,01% o menos.

**S: 0,02% o menos (excluido 0%)**

De forma similar al P, el S es un elemento de impureza en el acero, y es un elemento que inhibe la ductilidad y soldabilidad de una lámina de acero. Su límite superior está limitado al 0,02%. Es preferible que el contenido de S se limite al 0,008% o menos.

**N: 0,02% o menos (excluido 0%)**

El N es un componente que actúa eficazmente en la estabilización de la austenita. Sin embargo, cuando su contenido supera el 0,02%, aumenta mucho el riesgo de fragilidad y, debido a la excesiva precipitación de AlN, se reduce la calidad de la colada continua. A este respecto, su límite superior se limita al 0,02%. Es preferible que el contenido de N se limite al 0,008%.

La lámina de acero de la presente invención puede incluir además los siguientes componentes de aleación.

**Titanio (Ti): de 0,15% o menos**

El Ti es un elemento formador de carburo fino y contribuye a asegurar la resistencia en la presente invención. Además, el Ti es un elemento formador de nitruros y resulta ventajoso para inhibir la precipitación de AlN al eliminar el N del acero con TiN, reduciendo así el riesgo de agrietamiento durante la colada continua. A este respecto, es preferible que se añada al menos  $48/14*[N]$  de Ti como equivalente químico.

**Niobio (Nb): de 0,5% o menos**

El Nb es un elemento segregado en un límite de grano de austenita para suprimir el engrosamiento de los granos de austenita durante el recocido y aumentar la resistencia mediante la formación de carburos finos. Cuando su contenido supera el 0,5%, la resistencia puede verse reducida por la precipitación de carburos gruesos y la reducción del contenido de carbono en el acero. Los costes de las ferroaleaciones pueden aumentar debido a un aporte excesivo de aleaciones.

**Vanadio (V): 0,5% o menos**

El V contribuye a aumentar la resistencia mediante la formación de precipitados a baja temperatura. Sin embargo, cuando su contenido supera el 0,5%, la resistencia puede disminuir debido a la precipitación de carburo grueso y a la reducción del contenido de carbono en el acero. El coste de una ferroaleación puede aumentar debido a un aporte excesivo de aleación.

**Molibdeno (Mo): de 0,5% o menos**

El Mo es ventajoso porque suprime la formación de ferrita aumentando la capacidad de curado. El Mo también contribuye en gran medida a aumentar la resistencia mediante la formación de carburos finos. Sin embargo, cuando su contenido supera el 0,5%, puede dar lugar a un aumento de los costes de la ferroaleación debido a un aporte excesivo de aleación.

**Circonio (Zr): 0.001% a 0,1% y Tungsteno (W) : 0.001% a 0,5%**

El Zr y el W, al igual que el Ti, el Nb, el V y el Mo, son elementos eficaces en el refuerzo por precipitación y el refinamiento del grano de una lámina de acero. Cuando los contenidos de Zr y W son inferiores al 0,001%, no se puede obtener dicho efecto, mientras que cuando el contenido de Zr es del 0,1% y el de W superior al 0,5%, no se produce un aumento del efecto, y la ductilidad puede disminuir debido a un mayor coste de fabricación y a un exceso de precipitados.

**Níquel (Ni): 1% o menos, Cromo (Cr): 1.5% o menos y Cobre (Cu): de 0,5% o menos**

Ni, Cr y Cu son elementos que contribuyen a la estabilización de la austenita remanente, en combinación con los elementos C, Si, Mn y Al descritos anteriormente. Cuando los contenidos de Ni, Cr y Cu superan el 1%, 1,5% y 0,5%, respectivamente, se plantea el problema del aumento excesivo de los costes de fabricación. Además, el Cu en la presente invención puede causar fragilidad durante el laminado en caliente; en consecuencia, es más preferible que el Ni se añada junto con el Cu.

El Cr es un elemento que contribuye a la estabilización de la austenita remanente, en combinación con el C, Si, Mn y similares. Sin embargo, una cantidad superior al 1,5% puede dar lugar a un aumento de los costes de fabricación.

**Antimonio (Sb): 0.1% o menos, Calcio (Ca): 0.01% o menos y B: de 0,01% o menos**

El Sb tiene el efecto de mejorar la calidad del chapado superficial al inhibir los movimientos de los elementos de óxido superficiales, tal como el Si, el Al y similares, a través de la segregación de los límites de grano. Una cantidad de Sb superior al 0,1% provoca un retraso en la aleación de la capa galvanizada. El Ca es un elemento eficaz para mejorar la trabajabilidad mediante el control de una forma de sulfuro. Sin embargo, cuando su contenido supera el 0,01%, el efecto se satura. Mientras tanto, el B es ventajoso en que como efecto en combinación con el Mn, Cr, y similares, el B mejora la templabilidad para suprimir la transformación de ferrita blanda cuando se enfría a alta temperatura. Sin embargo, cuando su contenido supera el 0,01%, se concentra una cantidad excesiva de B en una superficie cuando se prepara como lámina de acero chapado, lo que provoca el deterioro de la adherencia del chapado.

El elemento restante de la presente invención es el hierro (Fe). Sin embargo, durante los procedimientos de fabricación convencionales pueden incorporarse inevitablemente impurezas no deseadas procedentes de las materias primas o del entorno, por lo que no pueden excluirse. Estas impurezas no se mencionan específicamente en esta memoria descriptiva, ya que son conocidas por cualquier persona experta en la técnica del procedimiento ordinario de fabricación.

Mientras tanto, la microestructura de la lámina de acero de la presente invención incluye al menos un 10% en fracción volumétrica de austenita residual, al menos un 60% en fracción volumétrica de martensita recocida y 20% o menos en fracción volumétrica de martensita alfa y martensita épsilon. Cuando la fracción de martensita residual es inferior al 10%, un material puede no tener suficiente endurecimiento por deformación durante la transformación, lo que provoca un deterioro de la ductilidad. Cuando una fracción de martensita alfa y martensita épsilon supera el 20%, la resistencia puede garantizarse fácilmente, pero debido al aumento de las dislocaciones en el material, la ductilidad puede deteriorarse significativamente. Por consiguiente, esta limitación es preferible.

Además, la lámina de acero de la presente invención tiene un grosor medio de al menos 0,5  $\mu\text{m}$  desde una superficie del producto. La capa empobrecida en Mn se genera como la austenita residual de la martensita recocida y la austenita residual de la capa superficial de la lámina de acero se graba selectivamente. Es decir, mediante el grabado, la estructura de la capa superficial de la lámina de acero se compone principalmente de capas de martensita recocida blanda, al tiempo que se crea la capa empobrecida en Mn, mejorando así significativamente la resistencia a las grietas LME. Por el contrario, cuando la profundidad de la capa empobrecida en Mn es inferior a 0,5  $\mu\text{m}$ , el efecto de la capa empobrecida en Mn sobre la resistencia a las grietas LME pasa a ser insignificante. Por consiguiente, esta limitación es preferible.

El tamaño de la capa-región empobrecida en Mn de la superficie de la lámina de acero no es fácil de medir mediante la observación convencional de la microestructura; sin embargo, el uso de una sonda de electrones (Electron Probe X-ray Micro Analyzer, EPMA) permite la medición cuantitativa de la profundidad de la capa empobrecida en Mn. Mientras tanto, un procedimiento de medición tridimensional de la profundidad no es fácil de llevar a cabo, pero puede sustituirse por la medición de la profundidad mediante la observación de una sección transversal utilizada en una observación convencional de la microestructura.

La lámina de acero proporcionada en la presente invención puede ser al menos una de una lámina de acero laminado en frío, una lámina de acero galvanizado en caliente, una lámina de acero galvanizado en caliente, una lámina de acero galvanizado electrolítico, una lámina de acero galvanizado PVD y una lámina de acero aluminizado en caliente.

A continuación, se describirá en detalle un procedimiento para fabricar la lámina de acero.

Un planchón de acero con la composición de aleación descrita anteriormente se recalienta a una temperatura de 1100°C a 1300°C. Cuando la temperatura de recalentamiento es inferior a 1100°C, la carga de laminación en caliente aumenta drásticamente, mientras que una temperatura superior a 1300°C provoca un aumento de la descamación superficial, lo que conduce a la pérdida de material. Cuando se contiene una gran cantidad de Mn, puede haber una fase líquida. A este respecto, la temperatura se limita de la siguiente manera: la temperatura de recalentamiento del planchón de acero es de 1100°C a 1300°C, preferentemente de 1100°C a 1250°C.

La placa de acero recalentada se somete a un laminado final en caliente a una temperatura de Ar3 a 1000°C para obtener una lámina de acero laminada en caliente. A una temperatura inferior a Ar3 (temperatura a la que empieza a aparecer una ferrita al enfriarse la austenita), la laminación puede producirse en una región de fase dual de ferrita y

5 austenita o región de ferrita, lo que da lugar a una estructura de grano mixto. Además, pueden producirse operaciones anormales debido a las variaciones de carga de laminación en caliente. En cambio, cuando la temperatura de laminado en caliente de acabado es superior a 1.000°C, los costes de transformación pueden aumentar, ya que es necesario aumentar la temperatura de recalentamiento. Además, el óxido de la capa superficial de la lámina eliminado por desoxidación durante el fresado en bruto se vuelve a crear para deteriorar la calidad de la lámina de acero laminada en caliente.

10 La lámina de acero laminada en caliente se bobina a una temperatura de 720 °C o inferior. Cuando la temperatura de bobinado supera los 720°C, se forman películas de óxido excesivas en la superficie de la lámina de acero que pueden provocar defectos superficiales. A este respecto, la temperatura de bobinado está limitada de la siguiente manera: a medida que disminuye la temperatura de bobinado, aumenta la resistencia de la lámina de acero laminada en caliente, lo que conlleva la desventaja de un aumento de las cargas de laminado en frío, un procedimiento posterior; sin embargo, no habría ningún problema en el caso de realizar el tratamiento térmico antes del laminado en frío, como en la presente divulgación. Por consiguiente, no hay límite inferior. Mientras tanto, cuando el rendimiento de laminación del tren de laminación en frío es excelente o en los casos de un tren de laminación inversa, el tratamiento térmico no es necesario antes de la laminación en frío. Por consiguiente, la temperatura de enrollado es preferentemente 720°C o inferior, más preferentemente 650°C o inferior.

20 La lámina de acero laminada en caliente enrollada se trata con calor a una temperatura de Ac1 a  $Ac1+(Ac3-Ac1)/2$  durante al menos 30 minutos. Para reducir la resistencia, el bobinado debe realizarse a una temperatura de región anómala, una temperatura en la que estén presentes tanto la ferrita como la austenita. En consecuencia, la temperatura de tratamiento térmico debe ser superior a la Ac1, temperatura a la que comienza a producirse la austenita. Cuando la temperatura de tratamiento térmico supera  $Ac1+(Ac3-Ac1)/2$ , se reduce la seguridad de la austenita en la región anómala y se forma una gran fracción de las martensitas alfa y épsilon al enfriarse. Esto provoca otro aumento de la resistencia de la lámina de acero laminada en caliente tras el tratamiento térmico, lo que deteriora el laminado en frío. Cuando el tratamiento térmico se realiza durante menos de 30 minutos, una temperatura de una porción de enrollado interior de la bobina no puede alcanzar una temperatura objetivo cuando se realiza el tratamiento térmico, lo que dificulta asegurar la resistencia para el laminado en frío. Mientras tanto, Ac1 es un punto de temperatura, en el que la austenita comienza a aparecer cuando la temperatura se eleva desde una temperatura baja, y Ac3 es un punto de temperatura, en el que la austenita se convierte en 100% a una temperatura elevada.

35 A continuación, la lámina de acero laminada en caliente tratada térmicamente se somete a un procedimiento de decapado de 5 a 3600 segundos. La capa empobrecida en Mn puede formarse hasta tener un espesor de 0,5 um mediante un control adecuado del tiempo durante el procedimiento de decapado. Cuando el tiempo de decapado es inferior a 5 segundos, es posible que no se eliminen suficientemente los óxidos de la capa superficial, y que la capa empobrecida en Mn no pueda formarse para tener un espesor inferior a 0,5 um, provocando así el deterioro del laminado y de la resistencia a las grietas LME. Por consiguiente, el tiempo de decapado de la lámina de acero laminada en caliente tratada térmicamente es de al menos 5 segundos, preferentemente de al menos 10 segundos. Mientras más largo sea el tiempo de decapado, más ventajosa será para la formación de capas empobrecidas en Mn. A este respecto, no de acuerdo con la invención reivindicada el tiempo de decapado no está particularmente limitado en términos de un límite superior del mismo. Sin embargo, un tiempo de decapado superior a 3600 segundos es desventajoso en el sentido de que, debido a un exceso de decapado, puede no garantizarse un grosor de laminado en frío deseado.

45 La lámina de acero laminada en caliente decapada se somete a laminación en frío para obtener una lámina de acero laminada en frío. Cuando el laminado en frío se realiza después del decapado, debe definirse un límite inferior de la relación de reducción en frío, ya que la recristalización durante el recocido varía convencionalmente en función de la relación de reducción en frío; sin embargo, en el caso de realizar un primer tratamiento térmico de recocido antes del recocido final, no habría ningún límite significativo en la relación de reducción en frío.

50 Tras el laminado en frío, el procedimiento incluye además el recocido de la lámina de acero laminada en frío a una temperatura de Ac3 o superior durante al menos 30 segundos, seguido de enfriamiento. Esto no sólo sirve para crear una fase de martensita y una fase de austenita residual antes del recocido final, sino también para suprimir la generación de la desviación de dureza entre las fases, que se genera por recristalización de la martensita recocida transformada de la lámina de acero laminada en frío durante el recocido final de doble región. Por este motivo, puede realizarse un primer recocido de región monofásica antes del recocido final de región bifásica. Sin embargo, cuando el tratamiento térmico se realiza a una temperatura de Ac3 o superior, no habría un impacto significativo en las propiedades físicas finales, incluso cuando se realiza un recocido en la región bifásica, en la que queda una cantidad muy pequeña de martensita recocida debido a la cinética. Mientras tanto, el recocido puede no llevarse a cabo, lo cual se debe a que se puede obtener un mayor límite elástico y resistencia a la tracción mediante un único recocido cuando se utiliza adecuadamente la densidad de dislocación en el material, que aumenta tras el laminado en frío.

65 Tras el primer recocido, se realiza un recocido de fase dual a una región de temperatura de 580°C a 900°C durante 10 segundos a 5 minutos, seguido de un enfriamiento para realizar un recocido final que asegure la resistencia y la ductilidad, así como la calidad de la forma. Los tipos de acero que contienen una gran cantidad de Mn, o similares, pueden obtener una excelente resistencia a la tracción y ductilidad cuando se someten a un tratamiento térmico

durante al menos 30 minutos. Sin embargo, un procedimiento sustancial para el tratamiento térmico es un procedimiento de recocido por lotes que consiste en tratar con calor las bobinas, no una instalación de recocido continuo, lo cual es desventajoso porque la flexión se produce en la dirección de la longitud de laminación después del tratamiento térmico. Un límite inferior del tiempo de recocido continuo es de 10 segundos porque no se puede garantizar una resistencia y ductilidad suficientes debido a una baja fracción de la austenita residual tras el recocido final si no se realiza un tratamiento térmico suficiente. Por el contrario, un límite superior del mismo es de 5 minutos, ya que el recocido durante 5 minutos o más provoca un consumo excesivo de calor y, por tanto, un aumento de los costes de procesamiento. Mientras tanto, cuando la temperatura de recocido dual es inferior a 580°C, la transformación de la austenita puede no realizarse suficientemente, y una fracción de la austenita residual final puede ser inferior al 10%, lo que impide obtener simultáneamente la resistencia y la ductilidad. En cambio, cuando la temperatura es superior a 900°C, los costes de transformación aumentan excesivamente debido al consumo excesivo de fuentes de calor. Además, la fracción de austenita de la región anómala aumenta significativamente, y al enfriarse se forma una gran cantidad de martensita alfa y martensita épsilon. Esto puede permitir obtener fácilmente la resistencia, pero deteriora la ductilidad. A este respecto, el límite superior debe definirse como el anterior.

El procedimiento puede incluir además el chapado de la lámina de acero bifásica recocida en frío, donde el chapado puede ser uno de los siguientes: galvanización en caliente, galvanoplastia en caliente, galvanización electrolítica, galvanización PVD y chapado de aluminio en caliente.

Además, la galvanización por inmersión en caliente puede conseguirse sumergiendo la lámina de acero laminado en frío recocido a 600°C en al menos uno de los siguientes baños: baño de Zn, baño de Zn-Al, baño de Al-Si, baño de Al-Si-Mg y baño de Zn-Mg-Al. La galvanización PVD puede lograrse utilizando un procedimiento de deposición física en fase vapor por levitación electromagnética (EML-PVD).

Modo para la invención

En lo sucesivo, la presente invención se describirá en detalle con referencia a los siguientes ejemplos. No obstante, estos Ejemplos son meramente ilustrativos, y el alcance de la presente invención no se limita a los mismos.

**(Ejemplo 1)**

Los aceros cuyas composiciones se ilustran en la Tabla 1 a continuación se fundieron al vacío con un lingote de 30 kg y, a continuación, se mantuvieron a una temperatura de 1200°C durante 1 hora, seguida de un laminado en caliente para completar el laminado de acabado a 900°C y la carga de los aceros laminados de acabado en un horno precalentado a 600°C que se mantuvo durante 1 hora. A continuación, los aceros se enfriaron en horno y se simuló su bobinado de laminado en caliente. Una probeta enfriada a temperatura ambiente se sometió a un tratamiento térmico a 600°C durante 10 horas, seguido de un decaído de 30 segundos y, a continuación, se laminó en frío con una relación de reducción del 50%. A continuación, se realizó el recocido a 820 °C durante 2 minutos, seguido de enfriamiento. El recocido doble se realizó a 640 °C durante 2 minutos. Tras el recocido, se aplicó una cantidad de capa galvanizada mediante un procedimiento de galvanoplastia y se realizó una soldadura por puntos utilizando un material de soldadura doble que se muestra en la Tabla 1. Antes de la soldadura por puntos, se midió la microestructura, cuyo resultado se muestra en la Tabla 2.

Tabla 1

Núm.	Composición de Aleación (% en peso)											
	C	Si	Mn	Al	Cr	Ti	Nb	Mo	P	S	N	Al+Si
Acero de la Invención 1	0,12	0,018	6,9	0,023	-	0,06	0	0,25	0,01	0,0056	0,0044	0,041
Acero de la Invención 2	0,144	0,02	6,1	0,012	-	0,029	0,06	0	0,011	0,002	0,0058	0,032
Acero de la Invención 3	0,142	0,018	6,1	0,014	-	0,029	0	0,064	0,009	0,0062	0,0065	0,032
Acero de la Invención 4	0,124	0,015	7,27	0,012	-	-	-	-	0,0069	0,0057	0,0054	0,027
Acero de la Invención 5	0,3	0,014	3,6	0,01	-	-	-	-	0,0057	0,0045	0,0045	0,024
Acero de la Invención 6	0,15	0,012	9,6	0,014	0,5				0,0085	0,0065	0,0063	0,026
Acero de la Invención 7	0,1	0,02	6,0	0,014	-	-	-	-	0,0061	0,0071	0,0045	0,034
Acero Comparativo 1	0,12	1,0	7,0	1,5	-	0	-	-	0,0064	0,0055	0,0047	2,5

## ES 2 983 620 T3

Núm.	Composición de Aleación (% en peso)											
	C	Si	Mn	Al	Cr	Ti	Nb	Mo	P	S	N	Al+Si
Acero Comparativo 2	0,14	1,0	7,0	0,012	-	0,06	0,04	0,25	0,0085	0,0068	0,0051	1,012
Doble material de soldadura	0,001	0,003	0,05	0,024	-	0,074	-	-	0,0059	0,0041	0,0016	0,027

Tabla 2

Clasificación	Microestructura (volumen%)			
	Austenita residual	Martensita recocida	Alfa martensita	Epsilon martensita
Acero de la Invención 1	25	68,8	5,0	1,2
Acero de la Invención 2	23,5	75,2	1,3	0
Acero de la Invención 3	28,5	67,3	2,7	1,5
Acero de la Invención 4	26,3	67,3	3,9	2,5
Acero de la Invención 5	29,8	68,5	0	1,7
Acero de la Invención 6	30,7	67,2	0	2,1
Acero de la Invención 7	21,2	72,8	6	0
Acero Comparativo 1	30,5	67,1	1,2	1,2
Acero Comparativo 2	24,5	73,1	1,4	1,0

- 5 Los requisitos de soldadura por puntos estándar ISO aplicados para observar la resistencia a las grietas LME se muestran en la Tabla 3 a continuación. Se calculó la corriente máxima que genera una chispa basándose en la norma ISO para observar la resistencia a la LME. A continuación, se efectuó la soldadura por puntos con el valor máximo de corriente de - 0,5 kA. El material de soldadura doble de la Tabla 1 y el tamaño máximo de la grieta de la parte soldada
- 10 después de la soldadura por puntos se midieron para cada tipo de grieta, y el resultado se muestra en la Tabla 3.

Tabla 3

Estándar	Espesor (mm)	No. de energización	Tipo de electrodo (mm)	Presión (kN)	Tiempo de soldadura (ms)	Tiempo de enfriamiento (ms)	Tiempo de retención de la presión (ms)
ISO 18278-2:2016	1,35 a 1,64	1	F1-16-20-50-6	4,5	380	-	260

Tabla 4

Tipo de acero	Espesor de la muestra (mm)	Corriente máxima (kA)	Profundidad de la capa empobrecida en Mn (µm)	Fisura LME máxima (µm)		
				Tipo A	Tipo B	Tipo C
Acero de la Invención 1	1,4	7,8	2,9	N/D*	N/D	N/D
Acero de la Invención 2	1,45	10,0	11,0	N/D	46	N/D
Acero de la Invención 3	1,43	10,2	8,3	N/D	35	N/D
Acero de la Invención 4	1,4	8,2	6,1	N/D	27	N/D
Acero de la Invención 5	1,41	7,6	6,0	N/D	25	N/D
Acero de la Invención 6	1,42	11,5	7,8	N/D	44	N/D

Tipo de acero	Espesor de la muestra (mm)	Corriente máxima (kA)	Profundidad de la capa empobrecida en Mn ( $\mu\text{m}$ )	Fisura LME máxima ( $\mu\text{m}$ )		
				Tipo A	Tipo B	Tipo C
Acero de la Invención 7	1,43	8,5	0,8	N/D	30	N/D
Acero Comparativo 1	1,41	8,8	2,2	N/D	535	N/D
Acero Comparativo 2	1,4	8,4	0,3	N/D	549	N/D

\* N/D: no observado al microscopio óptico 100x

5 Como se muestra en las Tablas 1 a 4, la composición de la aleación sugerida en la presente divulgación, en particular los aceros inventivos 1 a 7, que satisfacen el contenido de Al+Si y la profundidad de la capa agotada de Mn, tiene una grieta que tiene un tamaño máximo de 0,1 t (t: espesor del material (unidad: mm)) o menos durante la soldadura por puntos, lo que indica una excelente actividad LME.

10 Por el contrario, los aceros comparativos 1 y 2 presentan una grieta con un tamaño máximo superior a 0,1 t, lo que indica que tienen poca resistencia al agrietamiento. En el caso del acero comparativo 1, la profundidad de la capa empobrecida en Mn es de 2,2  $\mu\text{m}$ , que es un nivel satisfactorio; sin embargo, el contenido de Al+Si es superior al 0,99%, un nivel sugerido en la presente divulgación, lo que indica una escasa resistencia al agrietamiento. Además, en el caso del acero comparativo, no sólo el contenido de Al+Si supera el 0,99%, sino que también la profundidad de la capa empobrecida en Mn es inferior a 0,5  $\mu\text{m}$ , lo que da lugar a una resistencia a la fisuración muy reducida y, por tanto, muestra un mayor tamaño de las fisuras en comparación con el acero comparativo 1. La FIG. 2 son imágenes fotográficas de porciones soldadas del acero inventivo 1 y del acero comparativo 2 del Ejemplo 1, observadas utilizando un microanalizador de rayos X con sonda de electrones (EPMA). La FIG. 3 son imágenes fotográficas de las capas empobrecidas en Mn de los aceros inventivos 1 a 7 y de los Ejemplos comparativos 1 y 2. Como se muestra en la FIG. 2, el acero de comparación 2 rara vez presentaba grietas, mientras que el acero de comparación 1 contenía una grieta relativamente grande.

20 **Ejemplo 2**

Se utilizó un acero con la composición de aleación del acero inventivo 1 para fabricar una lámina de acero en las mismas condiciones de fabricación que las del Ejemplo 1, excepto el tiempo de decapado descrito en la Tabla 5 a continuación. Tras la soldadura por puntos, la lámina de acero así preparada y la capa empobrecida en Mn se midieron con respecto al tamaño máximo de cada tipo de grieta de la parte soldada. En la tabla 5 se muestra el resultado.

Tabla 5

Tipo de acero	Clasificación	Espesor de la muestra (mm)	Corriente máxima (kA)	Tiempo de decapado (s)	Profundidad de la capa empobrecida en Mn ( $\mu\text{m}$ )	Fisura LME máxima ( $\mu\text{m}$ )		
						Tipo A	Tipo B	Tipo C
Acero de la Invención 1	Acero de la Invención 1	1,4	7,8	25	2,9	N/D	N/D	N/D
	Acero de la Invención 2			15	1,5	N/D	37	N/D
	Acero Comparativo 1			3	0,4	N/D	160	N/D

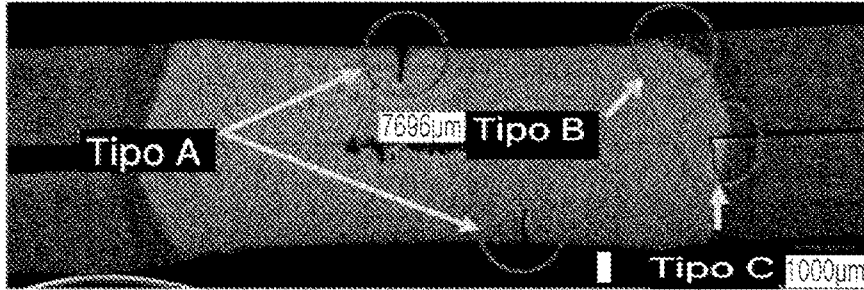
\* N/D: no observado al microscopio óptico 100x

30 Como se muestra en la Tabla 5 anterior, las capas empobrecidas en Mn del acero inventivo 1 y 2 que satisfacen el tiempo de decapado sugerido en la presente divulgación se forman para tener una profundidad de al menos 0,5  $\mu\text{m}$ , y en consecuencia tienen una excelente resistencia a las grietas LME. Por el contrario, el tiempo de decapado del Ejemplo comparativo 1 es inferior a 5 segundos a pesar del 0,99% del contenido de Al+Si y, por tanto, una profundidad de la capa empobrecida en Mn es inferior a 0,5  $\mu\text{m}$ , lo que indica una escasa resistencia a las grietas LME. A este respecto, se midió que el tamaño de la grieta era superior a 0,1 t. La FIG. 4 son imágenes fotográficas que ilustran los ejemplos inventivos 1 y 2 y el ejemplo comparativo 1 del Ejemplo 2: (A) son imágenes fotográficas de las capas empobrecidas en Mn, y (B) son imágenes fotográficas de la parte soldada observadas mediante un EPMA. Como se muestra en la FIG. 4, los ejemplos inventivos 1 y 2 no contenían grietas o apenas las contenían, mientras que el ejemplo comparativo 1 contenía grietas relativamente grandes.

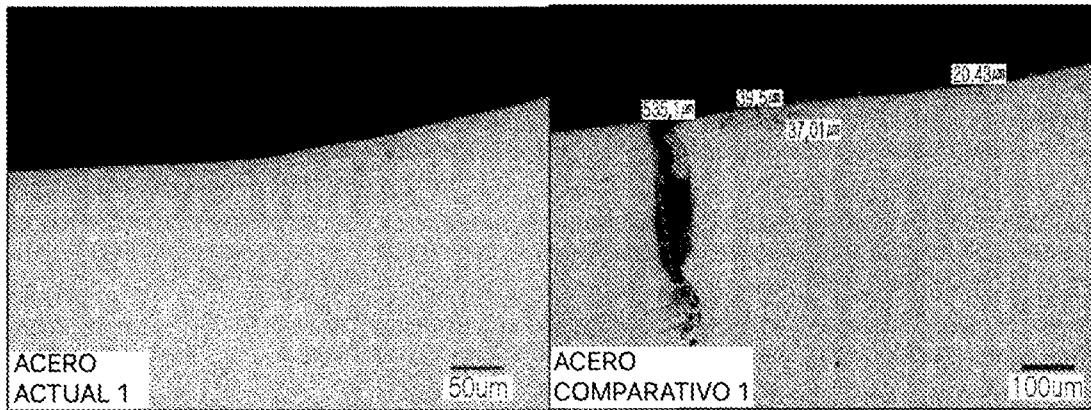
REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero que presenta una excelente resistencia a las grietas por fragilización por metal líquido, que comprende, en peso%:
- 5            0,04% a 0,35% de C, 0,99% o menos de Al+Si, 3,5% a 10% de Mn, 0,05% o menos de P excluido 0%, 0,02% o menos de S excluido 0%, y 0,02% o menos de N excluido 0%, con un resto de Fe y otras impurezas inevitables, y en el que la lámina de acero comprende además opcionalmente uno o más elementos seleccionados del grupo de:
- 10            i) al menos uno seleccionado del grupo que consiste en 0,15% o menos de Ti, 0,5 o menos de Nb, 0,5 o menos de V y 0,5 o menos de Mo;
- ii) al menos uno de 0,001% a 0,1% de Zr y de 0,001% a 0,5% de W;
- iii) al menos uno seleccionado del grupo que consiste en 1% o menos de Ni, 1,5% o menos de Cr y 0,5% o menos de Cu;
- 15            iv) al menos uno seleccionado del grupo que consiste en 0,1% o menos de Sb, 0,01% o menos de Ca y 0,01% o menos de B; y en la que la lámina de acero comprende una microestructura con al menos 10% de fracción volumétrica de austenita residual, al menos 60% de fracción volumétrica de martensita recocida y 20% o menos de fracción volumétrica de martensita alfa y martensita épsilon, y
- 20            un espesor medio de una capa empobrecida en Mn es de al menos 0,5 pm a partir de una superficie del producto, y en el que el espesor medio de la capa empobrecida en Mn se mide con un microanalizador de rayos X de sonda de electrones.
- 25            2. La lámina de acero de la reivindicación 1, en la que la lámina de acero es una de una lámina de acero laminado en frío, una lámina de acero galvanizado en caliente, una lámina de acero galvanizado en caliente, una lámina de acero galvanizado electrolítico, una lámina de acero galvanizado PVD y una lámina de acero aluminizado en caliente.
- 30            3. Un procedimiento de fabricación de una lámina de acero que tiene una excelente resistencia a las grietas por fragilización por metal líquido, que comprende:
- recalentar un planchón de acero que tenga una composición de acuerdo con la reivindicación 1 a una temperatura de 1100°C a 1300°C;
- 35            terminar de laminar en caliente la placa de acero recalentada a una temperatura de Ar3 a 1000°C para obtener una lámina de acero laminada en caliente;
- enrollar la lámina de acero laminada en caliente a una temperatura de 720°C o menos;
- tratamiento térmico de la lámina de acero laminada en caliente enrollada a una temperatura comprendida entre Ac1 y Ac1+(Ac3-Ac1)/2 durante al menos 30 minutos;
- 40            decapado de la lámina de acero laminada en caliente tratada térmicamente de 5 a 3600 segundos;
- laminar en frío la lámina de acero laminada en caliente decapada para obtener una lámina de acero laminada en frío;
- recocido de la lámina de acero laminada en frío a una temperatura de al menos Ac3 durante al menos 30 segundos y enfriamiento de la lámina de acero laminada en frío recocida; y
- 45            recocido bifásico de la lámina de acero laminada en frío enfriada a una temperatura comprendida entre 580°C y 900°C durante 10 segundos a 5 minutos.
- 50            4. El procedimiento de la reivindicación 3 comprende además el laminado de la lámina de acero laminado en frío recocido en dos fases.
- 55            5. El procedimiento de la reivindicación 4, en el que el chapado es al menos uno de los siguientes: galvanización por inmersión en caliente, galvanoplastia por inmersión en caliente, galvanización electrolítica, galvanización PVD y revestimiento de aluminio por inmersión en caliente.
- 60            6. El procedimiento de la reivindicación 5, en el que la galvanización por inmersión en caliente se consigue sumergiendo la lámina de acero laminado en frío recocido en dos fases en al menos uno de los siguientes baños: un baño de Zn, un baño de Zn-Al, un baño de Al-Si, un baño de Al-Si-Mg y un baño de Zn-Mg-Al.
7. El procedimiento de la reivindicación 5, en el que la galvanización PVD se consigue utilizando un procedimiento de deposición física en fase vapor por levitación electromagnética.

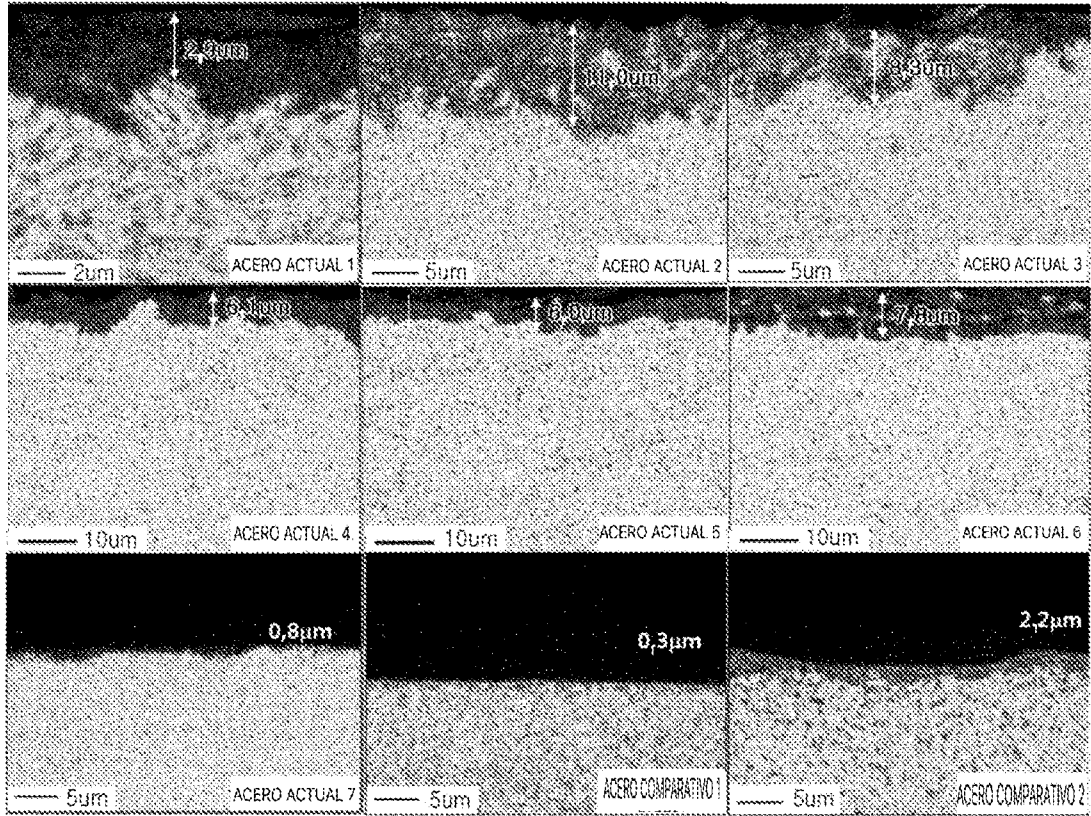
[FIG. 1]



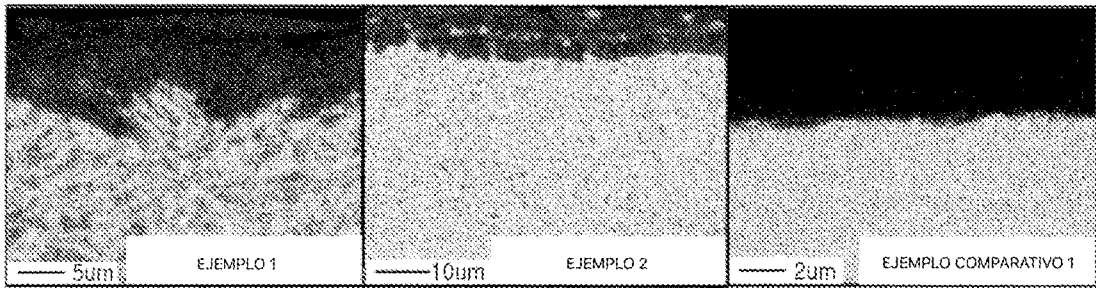
[FIG. 2]



[FIG. 3]



(a)



(b)

