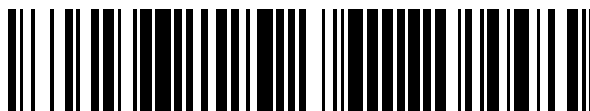


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 791 757**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/02	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)
C22C 18/04	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)
B32B 15/01	(2006.01)	B32B 15/04	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	B32B 15/18	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01)	B32C 15/20	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)	C23C 30/00	(2006.01)
C23C 2/40	(2006.01)		
C22C 18/00	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **19.12.2014 PCT/JP2014/083712**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **25.06.2015 WO15093596**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **19.12.2014 E 14873019 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **19.02.2020 EP 3085805**

54 Título: **Lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg que tiene una excelente trabajabilidad y método para fabricar la misma**

30 Prioridad:

19.12.2013 JP 2013262271

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
05.11.2020

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku,
Tokyo, JP**

72 Inventor/es:

**HIRATA, KENTAROU;
UESUGI, SHINYA;
KATAGIRI, YUKIO;
URANAKA, MASAOKI y
SHIGETOMI, TOMOHARU**

74 Agente/Representante:

SÁNCHEZ SILVA, Jesús Eladio

ES 2 791 757 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 recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg que tiene una excelente trabajabilidad y método para fabricar la misma

5 Campo Técnico

10 La presente invención se refiere a una lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg y que tiene una resistencia a la tracción de 400 MPa o mayor y excelente ductilidad y capacidad de expansión del agujero, la lámina es adecuada como material para miembros que deben procesarse, por ejemplo, mediante prensado y rebordeado estirado, y usarse para aplicaciones que requieren alta resistencia a la corrosión, y también a un método para fabricar la lámina de acero.

15 Antecedentes de la Técnica

20 Un interés por los problemas ambientales ha crecido constantemente en los últimos años y, en consecuencia, se ha creado una demanda de reducción de peso basada en el aumento de la tensión y la reducción del grosor de la pared en una variedad de partes mecanizadas, principalmente partes automotrices. Además, dado se realiza el procesamiento en varios modos de deformación, tales como el prensado y el rebordeado estirado, se requiere que las láminas de acero tengan alta ductilidad y capacidad de expansión del agujero además de resistencia. Es más, desde el punto de vista de extender la vida útil y eliminar el recubrimiento posterior, se necesitan láminas de acero resistentes a la corrosión de alta resistencia.

25 La Literatura de Patentes 1 (PTL 1) describe una lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con alta resistencia y capacidad de expansión del agujero. Sin embargo, dado que la resistencia se garantiza mediante el uso de una estructura bainítica, que es una fase dura, la capacidad de expansión del agujero es alta, pero la ductilidad es baja.

30 La Literatura de Patentes 2 (PTL 2) sugiere una lámina de acero monofásica ferrítica como material con ductilidad aumentada y capacidad de expansión del agujero. Sin embargo, dado que el Mo está contenido, el costo aumenta significativamente.

35 La Literatura de Patentes 3 y 4 (PTL 3 y 4) sugiere una lámina de acero multifásica, en la cual se reduce la diferencia de dureza entre la ferrita y la martensita, como un material con ductilidad aumentada y capacidad de expansión del agujero. Sin embargo, dado que la dureza de la martensita disminuye, cuando aumenta la relación de volumen de ferrita, se reduce la resistencia. Además, la capacidad de expansión del agujero no es necesariamente alta.

40 La Literatura de Patentes 5 (PTL 5) sugiere una lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg y que se destaca por su capacidad de expansión del agujero y resistencia a la corrosión. Sin embargo, se descubrió que la alta capacidad de expansión del agujero no siempre es fácil de obtener incluso siguiendo el método descrito en esta literatura.

45 La Literatura de Patentes 6 (PTL 6) describe una lámina de acero de alta resistencia, sin embargo, no se menciona ningún sistema recubierto con Zn-Al-Mg. Este documento tampoco dice nada sobre ciertos aspectos de la microestructura.

50 La Literatura de Patentes 7 (PTL 7) describe una composición de recubrimiento de una lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg.

[Lista de Citas]

[Literatura de Patentes]

55 [PTL 1]

Publicación de la Solicitud de Patente Japonesa núm. H5-179356

60 [PTL 2]

Patente Japonesa núm. 3591502

[PTL 3]

65 Publicación de la Solicitud de Patente Japonesa núm. 2001-303186

[PTL 4]

Publicación de la Solicitud de Patente Japonesa núm. 2001-303187

5 [PTL 5]

Publicación de la Solicitud de Patente Japonesa núm. 2012-193452

[PTL 6] JP2007302992 A

10

[PTL 7] JP2011153361 A

Resumen de la Invención

15 [Problema Técnico]

Por lo tanto, no se puede decir que las láminas de acero descritas en las PTL 1 a 7 mencionadas anteriormente cumplen con todos los requisitos relacionados con la resistencia, la ductilidad, la capacidad de expansión del agujero y la resistencia a la corrosión.

20

Teniendo en cuenta lo anterior, es un objetivo de la presente invención proporcionar una lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg, y que tenga resistencia, ductilidad y capacidad de expansión del agujero adecuadas para procesos de conformado tales como el prensado y el rebordeado estirado, y la alta resistencia a la corrosión, y también para proporcionar un método para fabricar la lámina de acero.

25

[Solución al Problema]

La exhaustiva investigación realizada por los inventores ha revelado que una lámina de acero recubierta que tiene las características descritas a continuación puede resolver el problema mencionado anteriormente.

30

Más específicamente, la presente invención usa una lámina de acero de alta resistencia y un método para fabricar la misma como se describe en las reivindicaciones 1-4.

[Efectos Ventajosos de la Invención]

35

La presente invención puede proporcionar una lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg, que tiene resistencia, ductilidad y capacidad de expansión del agujero que son adecuadas para procesos de conformado, tales como prensado y rebordeado estirado, y alta resistencia a la corrosión, y también proporciona un método para fabricar la lámina de acero.

40

Breve Descripción de los Dibujos

[Figura 1]

45 La Figura 1 es una vista en perspectiva que ilustra la forma de un material de prueba de soldadura de protuberancias.

[Figura 2]

50 La Figura 2 es una vista en sección transversal que ilustra el procedimiento para fabricar el material de prueba de soldadura de protuberancias.

[Figura 3]

55 La Figura 3 ilustra la relación entre el equilibrio de $TS \times T$. El y la relación equivalente de Ti/C .

[Figura 4]

60 La Figura 4 ilustra la relación entre el equilibrio de $TS \times \lambda$ y la relación equivalente de Ti/C .

[Descripción de las Modalidades]

La composición, la estructura metalográfica y el método de fabricación de acuerdo con la presente invención se explicarán a continuación en detalle. En la composición de acero y la composición de recubrimiento, "%" significa "% en masa", a menos que se indique específicamente de cualquier otra manera.

65

ES 2 791 757 T3

<C: de 0,005 % a 0,08 %>

5 El C es un elemento que forma carburos, incluido el Ti, precipita finamente en la estructura de ferrita bainítica o de ferrita, y es eficaz para mejorar la resistencia. Cuando el contenido de C es menor que 0,005 %, es difícil obtener una resistencia de 400 MPa o mayor, y cuando se adiciona carbono en exceso del 0,08 %, la capacidad de expansión del agujero disminuye debido al engrosamiento de los precipitados y la formación de una segunda fase dura y cementita. El intervalo de contenido de C es preferentemente de 0,01 % a 0,08 %.

<Si: 0,8 % o menos>

10 El Si es un elemento eficaz en el endurecimiento de soluciones sólidas. Sin embargo, cuando se adiciona en exceso, se forma un óxido en la superficie de la lámina de acero durante el calentamiento en una línea de recubrimiento por inmersión en caliente y la capacidad de recubrimiento se degrada. Por lo tanto, el límite superior para la cantidad adicionada del mismo se establece en 0,8 %.

<Mn: de 0,1 % a 1,8 %>

15 El Mn es un elemento eficaz para mejorar la resistencia. Cuando el contenido es menor que 0,1 %, es difícil de obtener una resistencia de 400 MPa o mayor y cuando el contenido del mismo excede el 1,8 %, se produce fácilmente la segregación y se degrada la capacidad de expansión del agujero. El intervalo del contenido de Mn es preferentemente de 0,5 % a 1,8 %.

<P: 0,05 % o menos>

20 El P es un elemento eficaz en el endurecimiento de soluciones sólidas. Sin embargo, cuando se adiciona en exceso de 0,05 %, se produce fácilmente la segregación y se degrada la capacidad de desbastado. El intervalo del contenido de P es preferentemente de 0,025 % o menos. El contenido de P no incluye el 0.

<S: 0,02 o menos>

25 El S forma sulfuros con Ti y Mn y degrada la capacidad de expansión del agujero. Por lo tanto, el S es un elemento cuyo contenido debe reducirse al mínimo. El intervalo del contenido de S es preferentemente de 0,005 % o menos, con mayor preferencia de 0,003 % o menos. Además, el S es una impureza inevitable, y el contenido del mismo no incluye el 0.

<N: de 0,001 % a 0,005 %>

30 El N genera BN, el cual permanece como N en solución sólida en el acero, y reduce la cantidad de B que es eficaz para mejorar la resistencia al agrietamiento por la fragilidad del metal líquido. Los resultados de la investigación indican que, si bien el contenido de N debe reducirse a 0,005 % o menos, no surgen problemas cuando el N está presente en aproximadamente 0,001 %. El intervalo del contenido de N es preferentemente de 0,001 % a 0,004 %.

<Ti: de 0,02 % a 0,2 %>

35 El Ti es un elemento que se une con el C y precipita en forma de carburos de Ti finos, y de esta manera aumenta eficazmente la resistencia. Además, el Ti tiene una alta afinidad por el N y fija el N contenido en el acero como TiN. Por lo tanto, la adición de Ti es un método extremadamente eficaz para asegurar la cantidad de B que aumenta la resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido. Para que tales acciones sean suficientes, es necesario adicionar 0,02 % o más de titanio, pero cuando se adiciona titanio en exceso de 0,2 %, la procesabilidad se degrada. La relación de contenido de Ti es preferentemente de 0,03 % a 0,2 %.

<B: de 0,0005 % a 0,01 %>

40 El B es un elemento que aumenta la fuerza de unión interatómica mediante la segregación en los límites de grano de cristal y suprime eficazmente el agrietamiento por la fragilidad del metal líquido. El Ti también suprime la transformación de austenita-ferrita en el acero. Debido a la supresión de la transformación de austenita-ferrita, la temperatura de precipitación de los carburos basados en Ti disminuye y contribuye al refinamiento de los carburos basados en Ti. No se demuestran tales efectos cuando el contenido de boro es menor que 0,0005 %, y cuando se adiciona boro en exceso de 0,01 %, se generan boruros y se degrada la procesabilidad. El intervalo del contenido de B es preferentemente de 0,001 % a 0,005 %.

<Al: 0,1 % o menos>

45 El Al se adiciona como material desoxidante durante la fabricación de acero. Cuando se adiciona más de 0,1 %, la ductilidad disminuye. El intervalo del contenido de Al es preferentemente de 0,05 o menos. El contenido de Al no incluye el 0.

<Uno o más de V 1,0 % o menos y Nb: 0,1 % o menos>

5 El Nb y el V son eficaces para evitar el engrosamiento de los granos y durante el calentamiento y el laminado en caliente, y refinan eficazmente los granos de ferrita. Además, de manera similar al Ti, forman carburos compuestos que incluyen C y contribuyen al aumento de la resistencia. Por lo tanto, se pueden adicionar uno o más de esos elementos, según sea necesario.

<Relación equivalente de Ti/C: 0,4 a 1,5>

10 La relación equivalente de Ti/C es un valor importante en términos de mejorar la capacidad de expansión del agujero y la ductilidad. La relación equivalente de Ti/C está definida por la Fórmula (1):

$$\text{Relación equivalente de Ti/C} = (\text{Ti}/48) / (\text{C}/12) \quad (1)$$

15 donde el símbolo de cada elemento en la Fórmula (1) se sustituye por el contenido (% en masa) del elemento en el material en lámina de acero.

20 Cuando la relación equivalente de Ti/C es menor que 0,4, las cantidades de la segunda fase dura y la cementita aumentan y la relación de los límites de grano de ángulo pequeño se hace de 30 % o menos. Por lo tanto, la capacidad de expansión del agujero se degrada. Por otra parte, cuando la relación equivalente de Ti/C excede de 1,5, la relación de límite de grano de ángulo pequeño excede 75 % y, por lo tanto, la ductilidad disminuye.

25 Dado que se requiere una resistencia adecuada para los procesos de conformado, como el trabajo a presión y el rebordeado, la resistencia a la tracción de la lámina de acero revestida de acuerdo con la presente invención se prescribe para ser 400 MPa o mayor. Cuando la resistencia a la tracción es inferior a este valor, no se puede garantizar una procesabilidad suficiente. La resistencia a la tracción es preferentemente de 500 MPa o superior, con mayor preferencia de 590 MPa o mayor.

30 <Estructuras metalográficas>

35 En la microestructura de la lámina de acero de alta resistencia recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg de acuerdo con la presente invención, existe una fase única de ferrita bainítica o una estructura que incluye una fase de ferrita bainítica y una fase de ferrita como la fase principal; la relación de área de la segunda fase dura y la cementita es de 3 % o menos; la relación de límites de ángulo pequeño con una diferencia en la orientación del cristal de 2° a 15° es de 30 % a 75 %; y el tamaño medio de partículas de los carburos que contienen Ti es de 20 nm o menos. Esas características se explicarán a continuación.

40 Con respecto a una estructura metalográfica en la cual una ferrita bainítica monofásica o una estructura que incluye ferrita bainítica y ferrita es la fase principal y la relación de área de la segunda fase dura (bainita y perlita) y cementita es de 3 % o menos, una estructura ferrita bainítica o ferrita con una baja densidad de dislocación es eficaz en términos de aumentar la ductilidad y la capacidad de expansión del agujero. Además, dado que la segunda estructura dura y la cementita sirven como puntos de partida para las grietas durante el proceso de expansión del agujero y la capacidad de expansión del agujero disminuye, la relación de área del mismo se establece en 3 % o menos.

50 La "fase principal", como se menciona en la presente descripción, significa la fase que queda después de la eliminación de la segunda fase dura y la cementita en la estructura metalográfica de la lámina de acero de acuerdo con la presente invención.

55 La relación de los límites de grano de ángulo pequeño se establece en 30 % (incluido) a 75% (incluido) porque cuando la relación de los límites de grano de ángulo pequeño es inferior a 30 %, la capacidad de expansión del agujero disminuye, y cuando la relación de los límites de grano de ángulo pequeño está por encima de 75 %, la ductilidad disminuye. La relación de los límites de grano de ángulo pequeño es preferentemente de 40 % a 75 %.

60 Cuando el tamaño medio de partículas de los carburos que incluyen Ti es de 20 nm o menos, los carburos que contienen Ti precipitan durante el laminado en caliente, y la resistencia aumenta por la acción de endurecimiento del precipitado. Además, la precipitación fina también es eficaz para mejorar la capacidad de expansión del agujero. Los resultados de varias investigaciones demuestran que un tamaño medio de partículas extremadamente eficaz de los carburos dispersos en la fase de ferrita bainítica o ferrita es de 20 nm o menos. El tamaño medio de partículas de los carburos es preferentemente de 15 nm o menos. Los carburos que contienen Ti también incluyen carburos de Nb, V, etc.

65 - Métodos de fabricación

5 Una lámina de acero de alta resistencia recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg, que tiene una excelente capacidad de conformado, se puede fabricar ejecutando secuencialmente, por ejemplo, en un material de acero (plancha de colada continua o similar) con la composición ajustada, las etapas de laminado en caliente, decapado y recocido y recubrimiento por inmersión en caliente con el sistema Zn-Al-Mg en una línea continua de recubrimiento por inmersión en caliente. A continuación, se proporcionan ejemplos de condiciones de fabricación este método de fabricación.

10 Una plancha de acero con la composición descrita anteriormente se calienta a una temperatura de calentamiento de 1150 °C a 1300 °C, se lamina en caliente a una temperatura de acabado de 850 °C a 950 °C, y luego se enfría a una temperatura de bobinado a una velocidad enfriamiento promedio de 20 °C/seg o más. Luego se obtiene una banda de acero laminada en caliente a la temperatura de bobinado descrita a continuación. Luego, la banda de acero se decapa y se transfiere a una etapa de recubrimiento en una línea continua de recubrimiento por inmersión en caliente en las condiciones que se describen a continuación.

15 <Ajuste de la temperatura de bobinado en el laminado en caliente de 500 °C a 650 °C>

20 Cuando la temperatura de bobinado es inferior a 500 °C, la cantidad precipitada de carburos que contienen Ti es insuficiente y la resistencia disminuye. Además, la relación de límites de grano de ángulo pequeño aumenta y la ductilidad disminuye. Por otra parte, cuando la temperatura de bobinado excede de 650 °C, los carburos que contienen Ti se engrosan, la resistencia disminuye y la capacidad de expansión del agujero se degrada.

<Temperatura de recocido en línea continua de recubrimiento por inmersión en caliente: 550 °C a 720 °C>

25 Cuando la temperatura de recocido es inferior a 550 °C, la superficie de la lámina de acero no se reduce lo suficiente y la capacidad de recubrimiento se degrada. Por otra parte, cuando la temperatura de recocido excede de 720 °C, los carburos se vuelven gruesos, la resistencia disminuye y la capacidad de expansión del agujero se degrada. Además, la relación de los límites de grano de ángulo pequeño disminuye y la capacidad de expansión del agujero se degrada.

30 <Recubrimiento con el sistema a base de Zn-Al-Mg>

En la presente invención, puede usarse un método convencional para el recubrimiento con un sistema a base de Zn-Al-Mg.

35 El Al contenido en la capa de recubrimiento actúa para aumentar la resistencia a la corrosión de la lámina de acero recubierta. La inclusión de Al en el baño de recubrimiento también suprime la generación de escoria a base de óxido de Mg. Para que esas acciones se demuestren suficientemente, el contenido de Al en el recubrimiento por inmersión en caliente debe ser de 3,0 % o más, preferentemente de 4,0 % o más. Por otra parte, cuando el contenido de Al excede de 22,0 %, el crecimiento de una capa de aleación de Fe-Al en la interfase de la capa de recubrimiento y el material en lámina de acero se hace significativo y la adhesión del recubrimiento se degrada. Para garantizar una excelente adhesión del recubrimiento, se prefiere que el contenido de Al sea de 15,0 % o menos, con mayor preferencia de 10,0 % o menos.

45 El Mg en la capa de recubrimiento actúa para generar productos de corrosión uniformes en la superficie de la capa de recubrimiento y aumenta significativamente la resistencia a la corrosión de la lámina de acero recubierta. Para que esta acción se demuestre suficientemente, el contenido de Mg en el recubrimiento por inmersión en caliente debe ser de 0,05 % o más, y es conveniente que se garantice que el contenido sea de 2,0 % o más. Por otra parte, cuando el contenido de Mg excede de 10,0 %, es más probable que la escoria a base de óxido de Mg se genere fácilmente. Para obtener una capa de recubrimiento de mayor calidad, se prefiere que el contenido de Mg sea de 5,0 % o menos, con mayor preferencia de 4,0 % o menos.

55 Cuando el Ti y el B se incluyen en el baño de recubrimiento por inmersión en caliente, se suprime la generación y el crecimiento de una fase Zn₁₁Mg₂ que crea defectos de apariencia en forma de puntos en la lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg. El efecto de suprimir la fase Zn₁₁Mg₂ se demuestra incluso cuando el Ti y el B se incluyen individualmente, pero desde el punto de vista de aumentar considerablemente el grado de libertad de las condiciones de fabricación, es conveniente que el Ti y el B se incluyan en combinación. Para que esos efectos se demuestren suficientemente, el contenido de Ti en el recubrimiento por inmersión en caliente es preferentemente de 0,0005 % o más y el contenido de B es de 0,0001 % o más. Sin embargo, cuando el contenido de Ti aumenta demasiado, los precipitados de un sistema de Ti-Al aparecen en la capa de recubrimiento, aparecen depresiones y protuberancias llamadas "granos" en la capa de recubrimiento, y la apariencia externa se degrada. Por lo tanto, cuando se adiciona Ti al baño de recubrimiento, se debe establecer que su contenido sea de 0,10 % o menos, preferentemente de 0,01 % o menos. Además, cuando el contenido de B aumenta demasiado, los precipitados de un sistema Al-B o un sistema Ti-B aparecen y se vuelven gruesos en la capa de recubrimiento, las depresiones y protuberancias llamadas "granos" también aparecen en la capa de recubrimiento y la apariencia externa se degrada. Por lo tanto, cuando se adiciona B al baño de recubrimiento, el intervalo del contenido del mismo debe ser de 0,05 % o menos, preferentemente de 0,005 % o menos.

5 Cuando se introduce Si en el baño de recubrimiento por inmersión en caliente, se suprime el crecimiento de la capa de aleación de Fe-Al y se mejora la procesabilidad de la lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg. Además, el Si en la capa de recubrimiento es eficaz para mantener el brillo de la superficie y evitar que la capa de recubrimiento se ennegrezca. Para que dicha acción del Si se demuestre suficientemente, el contenido de Si en el recubrimiento por inmersión en caliente debe ser de 0,005 % o más. Sin embargo, cuando se adiciona Si en exceso, aumenta la cantidad de escoria en el baño de recubrimiento por inmersión en caliente. Por lo tanto, cuando se incluye Si en el baño de recubrimiento, el intervalo del contenido del mismo es de 2,0 % o menos.

10 Una cierta cantidad de Fe se mezcla con el baño de recubrimiento por inmersión en caliente del material en lámina de acero y partes del recipiente. En el recubrimiento a base de Zn-Al-Mg, se permite que la cantidad de Fe en el baño de recubrimiento sea de hasta a aproximadamente 2,0 %. Por ejemplo, uno o más de Ca, Sr, Na, metales de tierra rara, Ni, Co, Sn, Cu, Cr y Mn pueden mezclarse como otros elementos en el baño de recubrimiento, pero es conveniente que el contenido total de los mismos sea de 1 % en masa o menos. La composición del baño de recubrimiento por inmersión en caliente se refleja, sustancialmente sin cambios, en la composición de la capa de recubrimiento de la lámina de acero recubierta por inmersión en caliente.

20 EJEMPLOS

25 Los aceros de las composiciones presentadas en la Tabla 1 se fundieron, y las planchas de los mismos se calentaron a 1250 °C. Luego se obtuvieron bandas de acero laminadas en caliente con un grosor de 2,6 mm mediante laminado en caliente a una temperatura de laminado final de 880 °C y una temperatura de bobinado de 520 °C a 680 °C. Las temperaturas de bobinado de las bandas de acero laminadas en caliente se presentan en la Tabla 2.

[Tabla 1]

Acero	Composición química (% en masa)													Relación equivalente de Ti/C	Clasificación
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	No	V	N				
A	0,043	0,60	1,10	0,017	0,002	0,043	0,110	0,0030			0,003		0,64		
B	0,040	0,07	1,15	0,015	0,003	0,045	0,132	0,0030			0,002		0,83		
C	0,025	0,11	0,98	0,022	0,003	0,036	0,062	0,0035			0,004		0,62		
D	0,032	0,15	1,00	0,013	0,002	0,044	0,057	0,0030			0,003		0,45		
E	0,041	0,72	0,75	0,019	0,003	0,025	0,110	0,0031			0,003		0,67		
F	0,015	0,10	1,70	0,019	0,002	0,044	0,035	0,0032			0,002		0,58		
G	0,050	0,02	1,05	0,019	0,002	0,033	0,140	0,0030			0,002		0,70		
H	0,012	0,40	1,40	0,022	0,003	0,033	0,060	0,0045			0,003		1,25		
I	0,040	0,22	0,70	0,019	0,003	0,033	0,085	0,0030	0,08		0,002		0,53		
J	0,038	0,31	0,80	0,023	0,003	0,033	0,070	0,0033		0,07	0,003		0,46		
K	0,038	0,08	1,20	0,017	0,002	0,043	0,130	0,0035			0,003		0,86		
L	0,033	0,42	1,11	0,017	0,002	0,044	0,080	0,0031			0,003		0,61		
M	0,017	0,55	1,50	0,017	0,002	0,044	0,030	0,0083	0,04	0,05	0,003		0,44		
N	0,072	0,05	0,61	0,017	0,002	0,022	0,190	0,0010			0,003		0,66		
O	0,022	0,09	1,00	0,014	0,002	0,035	0,125	0,0033			0,002		1,42		
P	0,015	0,11	0,52	0,019	0,003	0,042	0,066	0,0029			0,002		1,10		
Q	0,007	0,08	0,98	0,022	0,003	0,039	0,025	0,0031			0,002		0,89		
R	0,025	0,09	0,70	0,019	0,003	0,044	0,061	0,0028			0,002		0,61		
S	<u>0,090</u>	0,60	0,55	0,017	0,002	0,022	0,118	0,0010			0,003		<u>0,33</u>		
T	0,030	0,73	1,41	0,020	0,003	0,041	<u>0,010</u>	0,0030			0,002		<u>0,08</u>		

Ejemplos

Ejemplos comparativos

Acero	Composición química (% en masa)											Relación equivalente de Ti/C	Clasificación
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	No	V	N		
U	0,017	0,40	1,10	0,018	0,003	0,033	0,110	0,0030			0,002	<u>1,62</u>	Ejemplos comparativos
V	0,036	0,20	<u>1,93</u>	0,020	0,003	0,044	0,090	0,0030			0,002	0,63	
W	0,022	0,30	0,54	0,018	0,003	0,044	0,060	<u>0,0003</u>			0,003	0,68	
X	0,044	0,60	1,07	<u>0,065</u>	0,003	0,033	0,110	0,0030			0,002	0,63	
Y	<u>0,004</u>	0,44	1,22	0,017	0,002	0,041	0,030	0,0033			0,002	<u>1,88</u>	
Z	0,015	0,15	<u>0,08</u>	0,019	0,002	0,042	0,050	0,0035			0,002	0,83	
ZZ	0,033	0,05	1,22	0,019	0,002	0,038	<u>0,220</u>	0,0033			0,003	<u>1,67</u>	

Subrayado: fuera del intervalo especificado por la presente invención

5 Los materiales en lámina de acero (láminas de inicio para el recubrimiento) se obtuvieron decapando las bandas de acero laminadas en caliente, luego recocido a una temperatura de 570 °C a 730 °C en un gas mixto de hidrógeno y nitrógeno en una línea continua de recubrimiento por inmersión en caliente, y enfriando a aproximadamente 420 °C a una velocidad de enfriamiento promedio de 5 °C/seg. Luego se obtuvieron láminas de acero recubiertas por inmersión en caliente con un sistema de acero a base de Zn-Al-Mg sumergiéndolas en el baño de recubrimiento fundido a base de Zn-Al-Mg que tiene la composición del baño de recubrimiento descrita a continuación, mientras se evita el contacto de la superficie de la lámina de acero con la atmósfera, extrayéndolas y ajustando la cantidad adherida de recubrimiento a aproximadamente 90 g/m² por un lado mediante un método de limpieza con gas. La temperatura del baño de recubrimiento fue de aproximadamente 410 °C. La temperatura de recocido de cada acero se presenta en la Tabla 2.

15 [Composición del baño de recubrimiento (% en masa)]

Al: 6,0 %, Mg: 3,0 %, Ti: 0,002 %, B: 0,0005 %, Si: 0,01 %, Fe: 0,1 %, Zn: equilibrio

[Tamaño medio de partículas de carburos que contienen Ti]

20 Una película delgada fabricada a partir de la lámina de acero de muestra recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg se observó bajo un microscopio electrónico de transmisión (MET), se midieron los diámetros de las partículas (diámetros largos) de carburos presentes en un área predeterminada que incluyen 30 o más de carburos que contienen Ti, y el valor promedio de los mismos se tomó como el tamaño medio de partículas de carburos que contienen Ti.

25 [Relación de los límites de grano de ángulo pequeño]

30 La superficie de una muestra cortada de la lámina de acero de muestra recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg se preparó mediante pulido en la sección transversal en la dirección de laminado y luego mediante pulido electrolítico. La diferencia en la orientación entre los límites de grano de cristal se midió después mediante el uso de un método de patrón de difracción de electrones retrodispersados (EBSP). La relación de la longitud total de los límites de grano de cristal de ángulo pequeño con la diferencia de orientación entre los límites de grano de cristal de 2° a 15° con respecto a la longitud total de los límites de grano de cristal con la diferencia de orientación medida de manera similar entre los límites de grano de cristal de 2° a 180° también se muestra en la Tabla 2.

35 Para las mediciones se usó el dispositivo y las condiciones siguientes.

40 Dispositivo de observación: microscopio electrónico de barrido de emisión de campo JSM-6500F fabricado por JEOL.

Sistema EBSP: OIM Data Collection 5.21 fabricado por EDAX-TSL.

45 Rango de medición/intervalo de medición: Campo de visión de 100 × 100 μm/0,3 μm × 1.

[Relación de área de la segunda fase dura y la cementita]

50 Una muestra cortada de la lámina de acero de muestra recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg se pulió en la sección transversal en la dirección de laminación y se grabó con un reactivo picral.

La relación de área de la segunda fase dura y la cementita calculada por análisis de imagen para la estructura observada también se presenta en la Tabla 2.

55 [Propiedades de tracción]

La resistencia a la tracción TS y el alargamiento total T. El, se determinaron de acuerdo con JIS Z2241 mediante el uso de una muestra JIS No. 5 muestreada de manera que la dirección longitudinal de la muestra fuera perpendicular a la dirección de laminación del material en lámina de acero.

60 Se determinó que un equilibrio TS × T. El de 13 000 o mayor era aceptable.

[Capacidad de expansión del agujero]

65 Se tomó una muestra de 90 × 90 mm de la lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg y se usó como un blanco para una prueba de capacidad de expansión del agujero. Se perforó un agujero en el centro del blanco con un punzón y un troquel. El diámetro D0 del agujero inicial fue de 10,0 mm, y se

ES 2 791 757 T3

- 5 seleccionó el troquel con un espacio libre que constituye el 12 % del grosor de la lámina. Se perforó con un punzón con un ángulo del vértice de 60° en el agujero perforado desde el lado opuesto al de los desbastes, y se expandió el agujero inicial. La velocidad de movimiento del punzón en este caso fue de 10 mm/min. El punzón se detuvo cuando el agujero en la lámina de acero se expandió y una grieta penetró en la dirección del grosor de la lámina. En ese momento se midió el diámetro interno D_b del agujero. Luego se determinó la relación de expansión del agujero λ definida como $(D_b - D_0)/D_0 \times 100(\%)$.
- Se determinó que un equilibrio de $TS \times \lambda$ de 40 000 o mayor era aceptable.
- 10 [Evaluación del agrietamiento por fragilidad del metal líquido]
- La característica de fragilidad del metal líquido se evaluó realizando una prueba de soldadura de acuerdo con el siguiente procedimiento.
- 15 Se cortó una muestra de 100 mm x 75 mm de una lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg y se tomó como una muestra para evaluar una profundidad máxima de la grieta causada por la fragilidad del metal líquido. En la prueba de soldadura, se realizó una "soldadura de protuberancias" para producir un material de soldadura de protuberancia con la apariencia externa representada en la Figura 1, y el estado de ocurrencia de grietas se investigó observando la sección transversal de la soldadura. Así, una protuberancia (protrusión) 1 formada por la varilla de acero (material SS400 conforme al JIS) con un diámetro de 20 mm y una longitud de 25 mm se colocó verticalmente en la porción central de la superficie de la lámina de una muestra 3, y la protuberancia 1 se unió mediante soldadura por arco a la muestra 3. Se usó un alambre de soldadura YGW12, un cordón de soldadura 6 rodeó la protuberancia desde el punto de inicio de la soldadura, luego la soldadura progresó ligeramente incluso después de alcanzar el punto de inicio de la soldadura para sobrepasar el punto de inicio de la soldadura. La soldadura finalizó cuando apareció una porción 8 de solapamiento del cordón de soldadura. La soldadura se realizó bajo las siguientes condiciones: 190 A, 23 V, velocidad de soldadura 0,3 m/min, gas de protección: Ar - 20 % en vol. de CO₂, flujo de gas protector: 20 L/min.
- 20
- 25
- 30 La muestra 3 se unió de antemano a la placa de retención 4, como se representa en la Figura 2, y dicha configuración se usó durante la soldadura. El cuerpo unido se obtuvo preparando la placa de retención 4 de 120 mm x 95 mm x 4 mm (grosor) (material SS400 conforme al JIS), colocando la muestra 3 en el centro de la superficie de la placa y luego soldando toda la circunferencia de la muestra 3 a la placa de retención 4. El material de soldadura de protuberancia se fabricó fijando el cuerpo unido (muestra 3 y placa de retención 4) con una abrazadera 2 en una mesa de prueba horizontal 5 y realizando la soldadura de protuberancias en este estado.
- 35
- 40 Después de soldar la protuberancia, el cuerpo unido de la protuberancia 1 - muestra 3 - placa de retención 4 se cortó a lo largo de una superficie de corte 9 que pasa a través del eje central de la protuberancia 1 y la porción de solapamiento 8 del cordón, se observó la superficie de corte 9 bajo un microscopio, se midió la profundidad máxima de las grietas observadas en la muestra 3, y el valor obtenido se tomó como la profundidad máxima de grietas del material base. Estas grietas corresponden a las grietas por fragilidad del metal líquido. La profundidad máxima del material base de 0,1 mm o menos se evaluó como aceptable y por encima de 0,1 mm como inaceptable.

[Tabla 2]

Núm.	Acero	Condiciones de fabricación		Microestructura					Propiedades de tracción			Capacidad de expansión del agujero		Resistencia al agrietamiento del metal líquido	Clasificación
		Temperatura del embobinado en el enrollado al calor (°C)	Temperatura de recocido en la línea de recubrimiento (°C)	Estructura *	Tamaño promedio de partícula de carburos (nm)	Relación de área de límites de grano de ángulo pequeño (%)	Relación de área de la segunda fase dura y cementita (%)	TS (MPa)	T.EI (%)	TS x T.EI (MPa)	λ (% a -%)	TS X λ (MPa a -%)			
1	A	590	630	BF	8	62	0	820	19.0	15580	80	65600	o		
2	B	580	620	BF	7	65	0	830	17.4	14442	79	65570	o		
3	C	590	640	BF	6	66	0	632	22.8	14410	133	84056	o		
4	D	630	630	BF+F	8	47	2	630	24.0	15120	99	62370	o		
5	E	560	590	BF	12	60	0	840	19.0	15960	80	67200	o		
6	F	590	620	BF	8	61	1	605	24.1	14581	110	66550	o		
7	G	620	610	BF	11	65	0	831	21.0	17451	75	62325	o		
8	H	640	630	BF	11	67	0	602	23.0	13846	170	102340	o		
9	I	520	610	BF	13	50	1	905	17.0	15385	63	57015	o		
10	J	630	640	BF	8	45	2	878	18.3	16067	71	62338	o		
11	K	580	620	BF	6	65	0	822	19.2	15782	93	76446	o		
12	L	570	670	BF	12	61	0	888	16.0	14208	77	68376	o		
13	M	600	570	BF	11	43	0	698	21.0	14658	82	57236	o		
14	N	610	640	BF	11	62	1	933	15.8	14741	63	58779	o		
15	O	570	660	BF	7	67	0	688	19.5	13416	130	89440	o		
16	P	600	680	BF+F	8	32	1	420	31.0	13020	220	92400	o		
17	Q	600	670	BF+F	8	31	1	445	30.0	13350	210	93450	o		
18	R	610	710	BF+F	9	39	1	510	27.0	13770	185	94350	o		
19	S	580	600	F+P	13	35	9	899	18.0	16182	43	38657	o	Ejemplos comparativos	

Núm. Acero	Condiciones de fabricación		Microestructura				Propiedades de tracción			Capacidad de expansión del agujero		Resistencia al agrietamiento del metal líquido	Clasificación
	Temperatura del embobinado en el enrollado al calor (°C)	Temperatura de recocido en la línea de recubrimiento (°C)	Estructura *	Tamaño promedio de partícula de carburos (nm)	Relación de área de límites de grano de ángulo pequeño (%)	Relación de área de la segunda fase dura y cementita (%)	TS (MPa)	T. El (%)	TS x T. El (MPa %)	Δ (%)	TS X Δ (MPa %)		
20	640	600	F	22	5	7	490	33.0	16170	65	31850	o	
21	600	620	BF	15	79	0	700	16.2	11340	135	94500	o	
22	570	590	BF	9	66	0	880	16.3	14344	44	38720	o	
23	590	600	BF+F	32	22	0	372	35.5	13206	122	45384	X	
24	580	590	BF	14	65	0	822	17.7	14549	33	27126	o	Ejemplos comparativos
25	620	630	F	18	19	0	378	37.0	13986	180	68040	o	
26	600	640	F	16	5	0	387	35.0	13545	230	89010	o	
27	610	640	BF	18	79	0	879	14.0	12306	83	72957	o	
28	680	640	BF+F	35	5	0	771	22.0	16962	46	35466	o	
29	620	730	BF	31	59	0	781	21.0	16401	44	34364	o	

*BF: ferrita bainítica, F: ferrita, P: perlita

5 En la tabla, los núms. 1 a 18 de la presente invención representan las láminas de acero de alta resistencia recubiertas por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg que se destaca en la denominada resistencia - equilibrio de ductilidad y resistencia - equilibrio de la capacidad de expansión del agujero y en el cual la resistencia a la tracción TS es de 400 MPa o mayor, el equilibrio de TS x T. El, es de 13 000 MPa·% o mayor, y el equilibrio de TS x λ es de 40 000 MPa·% o mayor.

10 Por el contrario, en el núm. 19, dado que la cantidad de C es alta y la relación equivalente de Ti/C es baja, la relación de área de la segunda fase dura + cementita es alta y el equilibrio de TS x λ es bajo. En el núm. 20, dado que la cantidad de Ti es baja y la relación equivalente de Ti/C es baja, la relación de área de la segunda fase dura + cementita es alta y el equilibrio de TS x λ es bajo. En el núm. 21, dado que la relación equivalente de Ti/C es alta, la relación de área del límite de grano de ángulo pequeño es alta y el equilibrio de TS x T. El, es bajo. En el núm. 22, dado que la cantidad de Mn es grande, el equilibrio de TS · λ es bajo. En el núm. 23, dado que la cantidad de B es pequeña, no se obtiene suficiente resistencia a la tracción y se reduce la resistencia LMEC. En el núm. 24, dado que la cantidad de P es grande, el equilibrio de TS x λ es bajo. En el núm. 25, dado que la cantidad de C es pequeña, no se obtiene suficiente resistencia a la tracción, y dado que la relación equivalente de Ti/C es alta, la relación de área del límite de grano de ángulo pequeño es alta y el equilibrio de TS x T. El, es bajo. En el núm. 26, dado que la cantidad de Mn es pequeña, no se obtiene suficiente resistencia a la tracción. En el núm. 27, dado que la cantidad de Ti es grande y la relación equivalente de Ti/C es alta, la relación de área del límite de grano de ángulo pequeño es alta y el equilibrio de TS x T. El, es bajo. En los núms. 28 y 29, el tamaño de partícula de los carburos de Ti es grande y el equilibrio de Ti x λ es bajo porque la temperatura de bobinado en el laminado en caliente es alta en el primero y la temperatura de recocido en la línea continua de recubrimiento por inmersión en caliente es alta en el último.

25 La Figura 3 muestra la relación entre el equilibrio de TS x T. El y la relación equivalente de Ti/C, y la Figura 4 muestra la relación entre el equilibrio de TS x λ y la relación equivalente de Ti/C. Está claro que cuando la relación equivalente de Ti/C es de 0,4 a 1,5, es posible obtener una lámina de acero de alta resistencia recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg, que se destaca tanto en la ductilidad como en la capacidad de expansión del agujero.

30 [Lista de Signos de Referencia]

- 1 Protuberancia
- 2 Abrazadera
- 3 Muestra de prueba
- 35 4 Placa de retención
- 5 Mesa de prueba
- 6 Cordón de soldadura
- 7 Cordón de soldadura de la porción de soldadura de circunferencia completa de la muestra de prueba
- 8 Porción de solapamiento del cordón de soldadura
- 40 9 Superficie de corte

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero de alta resistencia recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg y con una resistencia a la tracción de 400 MPa o mayor y excelente trabajabilidad, la lámina de acero tiene una capa recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg en la superficie de un material en lámina de acero, en donde el material en lámina de acero contiene, en por ciento en masa, C: de 0,005 % a 0,08 %, Si: 0,8 % o menos, Mn: de 0,1 % a 1,8 %, P: 0,05 % o menos, S: 0,02 % o menos, N: de 0,001 % a 0,005 %, Ti: de 0,02 % a 0,2 %, B: de 0,0005 % a 0,01 %, y Al: 0,1 % o menos, opcionalmente Nb: 0,1 % o menos y opcionalmente V: 0,1 % o menos, con el equilibrio de Fe e impurezas inevitables; una relación equivalente de Ti/C representada por la Fórmula (1) a continuación es de 0,4 a 1,5; existe una fase única de ferrita bainítica o una fase que comprende una fase de ferrita bainítica y una fase de ferrita como fase principal; una relación de área de una segunda fase dura y cementita es de 3 % o menos; la relación de los límites de ángulo pequeño con una diferencia en la orientación del cristal de 2° a 15° es de 30 % a 75 %; y los carburos que contienen Ti que tienen un tamaño medio de partículas de 20 nm o menos se dispersan y precipitan: donde el símbolo de cada elemento en la Fórmula (1) se sustituye por el contenido (% en masa) del elemento en el material en lámina de acero.
2. La lámina de acero de alta resistencia recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg de acuerdo con la reivindicación 1, en donde el material en lámina de acero contiene, en por ciento en masa, Mn: de 0,5 % a 1,8 %.
3. La lámina de acero de alta resistencia recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en donde una composición de recubrimiento de la lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg incluye, en por ciento en masa, Al: de 3,0 % a 22,0 %, Mg: de 0,05 % a 10,0 %, Ti: de 0 % a 0,10 %, B: de 0 % a 0,05 %, Si: de 0 % a 2,0 %, Fe: de 0 % a 2,0 %, con el equilibrio de Zn e impurezas inevitables.
4. Un método para fabricar la lámina de acero de alta resistencia recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg de acuerdo con la reivindicación 1, el método comprende las etapas de laminado en caliente, decapado y recocido y recubrimiento por inmersión en caliente con el sistema Zn-Al-Mg en una línea continua de recubrimiento por inmersión en caliente que se realiza secuencialmente, en el material en lámina de acero, en donde la temperatura de bobinado en el laminado en caliente es de 500 °C a 650 °C y una temperatura de recocido en la línea continua de recubrimiento por inmersión en caliente es de 550 °C a 720 °C.
5. El método para fabricar una lámina de acero de alta resistencia recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg de acuerdo con la reivindicación 4, en donde una composición de recubrimiento de la lámina de acero recubierta por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg incluye, en por ciento en masa, Al: de 3,0 % a 22,0 %, Mg: de 0,05 % a 10,0 %, Ti: de 0 % a 0,10 %, B: de 0 % a 0,05 %, Si: de 0 % a 2,0 %, Fe: de 0 % a 2,0 %, con el equilibrio de Zn e impurezas inevitables.

Figura 1

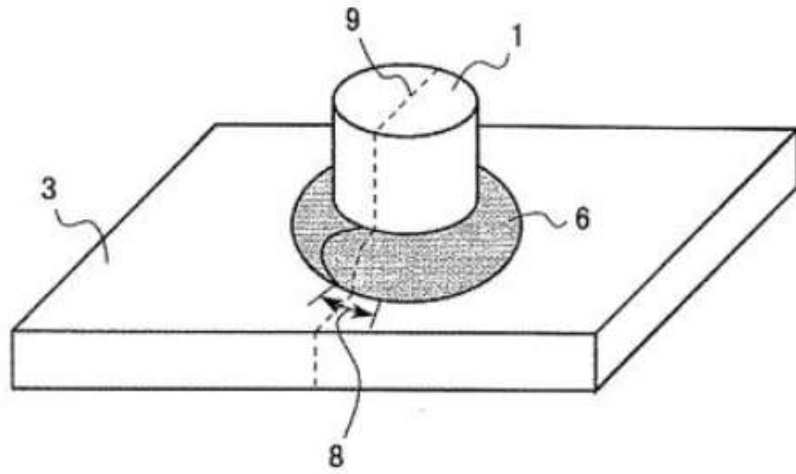


Figura 2

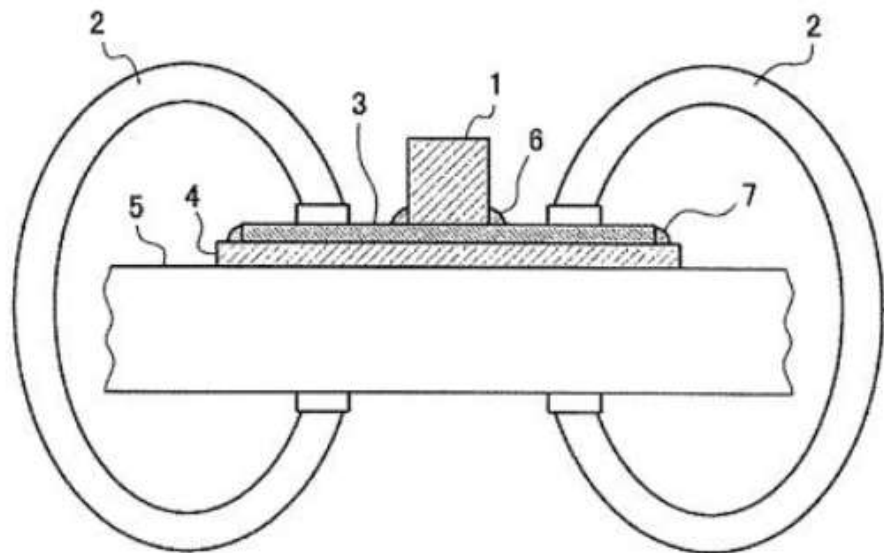


Figura 3

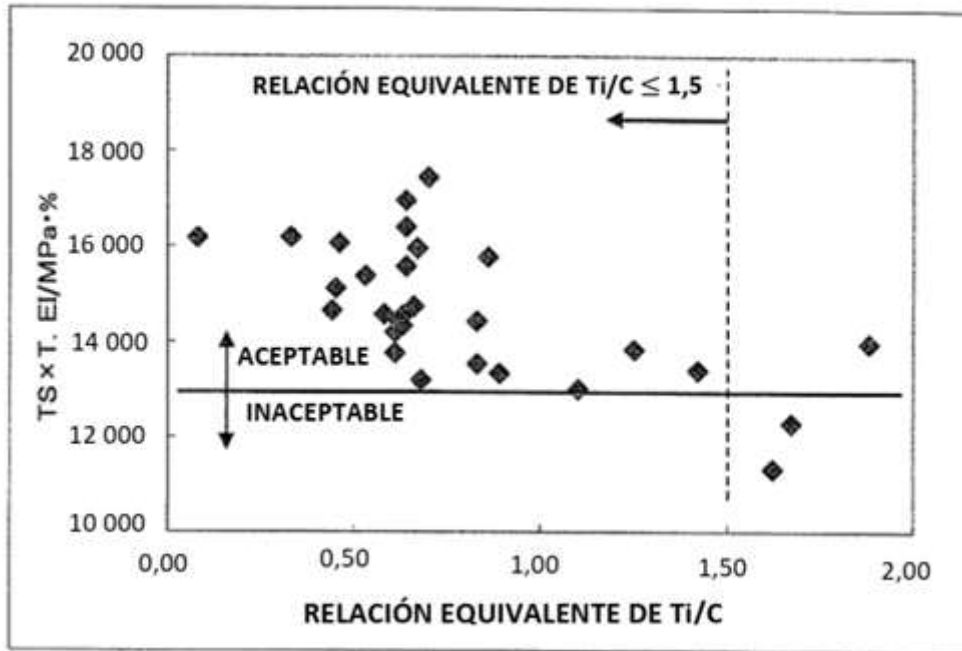


Figura 4

