

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 712 631**

51 Int. Cl.:

C22C 38/14	(2006.01)
C22C 38/38	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)
C22C 18/04	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)
C23C 2/40	(2006.01)
B32B 15/01	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.02.2012 PCT/JP2012/054926**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **07.09.2012 WO12118073**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.02.2012 E 12752196 (1)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **02.01.2019 EP 2682495**

54 Título: **Chapa de acero revestida por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg y procedimiento de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

28.02.2011 JP 2011043334

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
14.05.2019

73 Titular/es:

**NISSHIN STEEL CO., LTD. (100.0%)
4-1 Marunouchi 3-chome
Chiyoda-kuTokyo 100-8366, JP**

72 Inventor/es:

**HIRATA, KENTARO;
KATAGIRI, YUKIO;
FUJIWARA, SUSUMU;
HOSOMI, KAZUAKI y
URANAKA, MASAACKI**

74 Agente/Representante:

CARPINTERO LÓPEZ, Mario

ES 2 712 631 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero revestida por inmersión en caliente con un sistema a base de Zn-Al-Mg y procedimiento de fabricación de la misma

Campo técnico

- 5 La presente invención se refiere a una chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg, que es excelente en resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal y es adecuada para diversos miembros estructurales soldados en arco típicamente de miembros inferiores de automóviles tales como brazos de suspensión, otros miembros de suspensión, etc. y a un procedimiento para producir la chapa de acero.

Antecedentes de la técnica

- 10 Los miembros inferiores de automóviles tales como brazos de suspensión y otros miembros de suspensión se han producido hasta ahora dando forma a una chapa de acero laminada en caliente en una forma predeterminada de acuerdo con formación por prensado o similares, después ensamblando las chapas formadas por soldadura en arco y en lo sucesivo revestir el producto soldado de acuerdo con revestimiento por electrodeposición catiónica para la aplicación al uso práctico. Sin embargo, alrededor del cordón de soldadura y de las puntas del cordón de soldadura, se forman escamas de Fe en la superficie de la chapa de acero debido a la entrada de calor de soldadura durante la soldadura en arco. Debido a la vibración de los automóviles en marcha, la escama puede pelarse debido a fatiga a lo largo del revestimiento por electrodeposición catiónica y, en dicho caso, la corrosión puede avanzar desde ese sitio para provocar la reducción del espesor de la placa. En consecuencia, el diseño de resistencia de los miembros inferiores debe incluir la reducción de espesor de la placa debida a la corrosión y, hasta ahora, desde el punto de vista de la seguridad de colisión, se han usado mucho las chapas de acero laminadas en caliente que tienen un espesor de 3 a 4 mm y que tienen una resistencia a la tensión en un nivel de 340 a 440 MPa.

- Recientemente, se han vuelto deseadas una seguridad de colisión adicional y una reducción en el peso y ha aumentado una necesidad de usar una chapa de acero de alta resistencia que tenga una resistencia de al menos 590 MPa para miembros inferiores. También, se requiere la potenciación de la propiedad anti-óxido para obtener una larga vida. Además, los miembros inferiores también requieren tener trabajabilidad de rebabas (trabajabilidad de expansión de orificios) además de la alta resistencia y la resistencia a corrosión anteriormente mencionadas. La trabajabilidad de rebabas es una característica que indica que el orificio formado al pinchar o similares puede trabajarse adicionalmente sin agrietamiento en el procedimiento de trabajo posterior.

- La Referencia 1 de Patente desvela una chapa de acero galvanizado de alta resistencia que tiene excelente trabajabilidad de rebabas. Sin embargo, cuando se suelda en arco una chapa de acero enchapada con aleación a base de Zn, entonces la capa de chapado desaparece por evaporación especialmente alrededor de las puntas del cordón de soldadura que se exponen a altas temperaturas y se forman escamas de Fe en esa parte. En consecuencia, la desventaja de las chapas de acero laminadas en caliente existentes hasta el momento de que la película de revestimiento se pela fácilmente junto con la escama de Fe no podría superarse incluso con el uso de chapas de acero enchapadas con aleación a base de Zn.

- La Referencia 2 de Patente desvela una chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg, que tiene una resistencia a la corrosión más alta que aquella de las chapas de acero galvanizadas por inmersión en caliente ordinarias. En este caso, la estructura metalográfica es una estructura en fase dual que comprende ferrita, que es la fase principal, y al menos una de perlita, bainita y martensita, pero la diferencia de dureza entre las dos fases es grande y, por lo tanto, la chapa de acero enchapada del tipo podría tener difícilmente buena trabajabilidad de rebabas.

- La Referencia 3 de Patente propone un valor de índice E de sensibilidad de fragilidad del metal líquido para determinarse a base de la composición de los componentes de la aleación, con el fin de retrasar establemente el agrietamiento por fragilidad del metal líquido en la soldadura de una chapa de acero enchapada con un revestimiento de aleación a base de cinc. Sin embargo, la investigación de los presentes inventores reveló que, incluso de acuerdo con el procedimiento descrito en esta referencia de patente, no siempre es fácil evadir establemente el agrietamiento por fragilidad del metal líquido en la soldadura con una chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en una aleación a base de Zn-Al-Mg.

- Se lleva la atención al documento EP 1 918 396 A que desvela una chapa de acero de alta resistencia a la tracción, que se fabrica ajustando el acero para que consista en esencia en una estructura de fase única de ferrita, para precipitar carburo que contiene Ti, Mo y V, de un tamaño de partícula promedio más pequeño que 10 nm, en estado dispersado y que tenga una composición promedio del carburo que contiene Ti, Mo y V satisfactoria ($[V/(Ti + Mo + V)] > 0,3$ (relación atómica)).

Lista de citas

- 55 Referencias de Patente

Referencia 1 de Patente: JP-A 5-263145
 Referencia 2 de Patente: JP-A 2009-228080
 Referencia 3 de Patente: JP-A 2006-249521

Sumario de la invención

5 Problemas que la invención va a resolver

Como se describe anteriormente, cuando se usa una chapa de acero galvanizada de alta resistencia para miembros estructurales soldados tales como miembros inferiores de automóviles y similares que se ensamblan por soldadura en arco, entonces la resistencia a la corrosión de las partes soldadas es insuficiente y por lo tanto el diseño de paredes finas es difícil. Además, en el caso en que la estructura metalográfica de la chapa de acero basal sea una estructura en fase dual, la trabajabilidad de rebabas de la chapa de acero basal no es buena. Además, con respecto a la resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido de la chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg, se desea una mejora adicional de la propiedad de la chapa de acero enchapada.

En consideración de estos problemas, un objeto de la presente invención es proporcionar una chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg, que se ha mejorado marcadamente todos los puntos de trabajabilidad de rebabas, la resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido y la resistencia a la corrosión de las partes soldadas de la misma, como un material de acero favorable para miembros estructurales soldados en arco.

Medios para resolver los problemas

De acuerdo con la presente invención, se proporciona una chapa de acero enchapada y un procedimiento para producir una chapa de acero enchapada como se expone en las reivindicaciones 1 y 3. Las realizaciones adicionales se desvelan entre otros en las reivindicaciones dependientes. En particular, como resultado de estudios detallados, los presentes inventores han obtenido los siguientes descubrimientos:

(i) El uso de una chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg para miembros estructurales soldados ensamblados por soldadura en arco mejora la resistencia a la corrosión de las partes soldadas.

(ii) Para prevenir el agrietamiento por fragilidad del metal líquido en la soldadura en arco, que es a menudo problemático en chapas de acero enchapadas por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg, es extremadamente eficaz considerar la influencia en la misma del espesor de la chapa de acero basal de una chapa de acero a chaparse, además del diseño de la composición para la chapa de acero basal y relajar el estrés de tracción provocado por contracción térmica en el enfriamiento utilizando adecuadamente la expansión en volumen a través de transformación martensítica o similar durante la etapa de enfriamiento en la soldadura; y mediante el "índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido" que es una función entre la composición química y el espesor de la placa, pueden definirse los requisitos para la chapa de acero basal excelente en resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido.

(iii) La trabajabilidad de rebabas puede potenciarse fabricando la chapa de acero basal que tenga una estructura metalográfica en la que los precipitados que contienen Ti que tienen un diámetro de partícula promedio de como mucho 20 nm se dispersan en la matriz formada por una fase ferrita en la misma.

La presente invención se ha logrado a base de estos descubrimientos. La Referencia 3 de Patente propone un valor E del índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido; sin embargo, la patente no hace referencia ni desvela el hecho de que un agrietamiento por fragilidad del metal líquido está influenciado por el espesor de la placa basal y no muestra ningún conocimiento de prevención del agrietamiento por fragilidad del metal líquido controlando la estructura metalográfica en la solidificación de la soldadura.

En la presente invención, se proporciona una chapa de acero enchapada que tiene una capa de revestimiento a base de Zn-Al-Mg formada por inmersión en caliente sobre la superficie de una chapa de acero basal, en la que la chapa de acero basal tiene una composición química que comprende, en términos del % en masa, C del 0,010 al 0,100 %, Si del 0,01 al 1,00 %, Mn del 0,50 al 2,50 %, P del 0,005 al 0,050 %, S del 0,001 al 0,020 %, N del 0,001 al 0,005 %, Ti del 0,02 al 0,20 %, B del 0,0005 al 0,0100 %, Al del 0,005 al 0,100 %, Cr del 0 al 1,00 %, Mo del 0 al 1,00 %, Nb del 0 al 0,10 % y un resto de Fe e impurezas inevitables y tiene una estructura metálica de tal manera que los precipitados que contienen Ti que tienen un diámetro de partícula promedio de como mucho 20 nm se dispersan en la matriz formada por una fase ferrita en la misma.

La siguiente fórmula (3) es aplicable en este punto.

En este caso, la chapa de acero basal tiene la relación entre los contenidos de acero y el espesor t (mm) de la chapa de acero de tal manera que el valor H3 del índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido representado por la fórmula (3) es como mucho 2,90. El valor H3 de la fórmula (3) es un índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido aplicable a la chapa de acero independientemente de la presencia o la ausencia de Cr y Mo en la misma.

$$\text{Valor H3} = \text{C}/0,2 + \text{Si}/5,0 + \text{Mn}/1,3 + \text{Cr}/1,0 + \text{Mo}/1,2 + 0,4t - 0,7(\text{Cr} + \text{Mo})^{1/2} \quad (3)$$

En el sitio del símbolo del elemento en las fórmulas (1) a (3), se introduce el contenido del elemento correspondiente (% en masa) en la chapa de acero basal. Al aplicar la fórmula (2) o la fórmula (3) en un caso donde no se añade nada de Cr ni Mo a la chapa de acero, se introduce 0 (cero) en el sitio del símbolo del elemento.

- 5 La composición de chapado de la chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg comprende, por ejemplo en términos de % en masa, Al del 3,0 al 22,0 %, Mg del 0,05 al 10,0 %, Ti del 0 al 0,10 %, B del 0 al 0,05 %, Si del 0 al 2,0 %, Fe del 0 al 2,0 % y un resto de Zn e impurezas inevitables.

10 Como un procedimiento para producir la chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg, la invención también proporciona un procedimiento para producir la chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg para miembros estructurales soldados, que comprende una etapa de procesar secuencialmente una chapa de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada para laminar en caliente, decapar y recocer y sumergir en caliente a base de Zn-Al-Mg en una línea de inmersión en caliente continua para producir de esta manera una chapa de acero enchapada que tiene, en la superficie de la chapa de acero basal, una capa de chapado a base de Zn-Al-Mg formada sobre la misma, en la que:

15 la chapa de acero se lamina en caliente para que tenga un espesor t (mm), con el que el valor H3 del índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido representado por la fórmula (3) anteriormente mencionada sea como mucho 2,90, la temperatura de enrollado es de 550 a 680 °C y la temperatura de recocido en la línea de inmersión en caliente continua es de 500 a 700 °C. El espesor de la chapa de acero es, por ejemplo, de 1,5 a 6,0 mm, pero preferentemente de 2,0 a 4,0 mm.

20 **Efectos ventajosos de la invención**

De acuerdo con la invención, se proporciona una chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg para estructuras soldadas, que tiene buena trabajabilidad de rebabas, que no lleva a agrietamiento por fragilidad del metal líquido durante la soldadura en arco y que es excelente en resistencia a corrosión en partes soldadas en arco.

25 **Breve descripción de los dibujos**

[Figura 1] Una vista en perspectiva que explica la forma de una pieza de ensayo de soldadura protuberante.

[Figura 2] Una vista en sección transversal que explica un procedimiento para formar una pieza de ensayo de soldadura protuberante.

[Figura 3] Una vista esquemática de una unión soldada en filete superpuesto.

30 [Figura 4] Condición de ensayo de corrosión en ciclo de composite.

[Figura 5] Gráfico que muestra la relación entre el valor H1 del índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido y la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal.

[Figura 6] Gráfico que muestra la relación entre el valor H2 del índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido y la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal.

35 [Figura 7] Gráfico que muestra la relación entre el valor H3 del índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido y la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal.

Modo para llevar a cabo la invención

Salvo que se indique específicamente de otra manera en lo siguiente, “%” en la composición del acero basal o la capa enchapada es “% en masa”.

40 [Componentes del material de acero basal]

<C: 0,01 al 0,10 %>

C es un elemento que forma un carburo que contiene Ti y precipita finamente en la fase ferrita de la matriz, jugando de esta manera un papel en asegurar la resistencia del acero. Cuando el contenido de C es menos del 0,01 %, sería a menudo difícil para el acero obtener alta resistencia (por ejemplo, no menos de 590 MPa) adecuada para miembros estructurales soldados tales como miembros inferiores de automóviles, etc., pero cuando es más del 0,10 %, entonces los precipitados pueden engrosarse y puede tender a formarse una segunda fase tal como bainita o similares, proporcionando de esta manera un factor de disminución de la trabajabilidad de rebabas del acero.

<Si: 0,01 al 1,00 %>

50 El Si también es un elemento que juega un papel en asegurar la resistencia del acero. Además, incluso aunque la cantidad del mismo a añadirse al acero aumente, el Si difícilmente empeora la trabajabilidad del acero, en comparación con cualquier otro elemento eficaz aumentando la resistencia del acero; y por lo tanto el Si es un elemento eficaz para aumentar la resistencia del acero. Para lograr suficientemente los efectos, el Si debe añadirse en una cantidad de al menos el 0,01 %. Sin embargo, cuando la cantidad es más del 1,00 %, puede formarse fácilmente un óxido en la superficie de la chapa de acero en el calentamiento en una línea de inmersión en caliente,

de esta manera restando valor a la capacidad de chapado de la chapa de acero.

<Mn: 0,50 al 2,50 %>

5 El Mn es un elemento eficaz para el reforzamiento de la solución sólida. Cuando el contenido de Mn es menos del 0,50 %, entonces sería difícil lograr establemente una resistencia de 590 MPa o más; pero cuando es más del 2,50 %, entonces la segregación ocurre fácilmente y la trabajabilidad de rebabas del acero puede disminuir.

<P: 0,005 al 0,050 %>

El P también es un elemento eficaz para el reforzamiento de la solución sólida y su contenido de no menos del 0,005 % es eficaz. Sin embargo, cuando el contenido es más del 0,050 %, entonces la segregación ocurre fácilmente y la trabajabilidad de rebabas del acero puede disminuir.

10 <S: 0,001 al 0,020 %>

El S forma fácilmente un sulfuro con Ti y Mn y el sulfuro empeora la trabajabilidad de rebabas de la chapa de acero. Como resultado de diversas investigaciones, el S debe ser como mucho el 0,020 %. Sin embargo, una desulfuración excesiva aumentaría la carga de operación de la producción de acero y, en general, por lo tanto, el contenido de S puede ser al menos el 0,001 %.

15 <N: 0,001 al 0,005 %>

Cuando se mantiene en acero como un soluto N, el N forma BN y por lo tanto reduce la cantidad de B eficaz para la resistencia al agrietamiento del metal líquido del acero. Como resultado de las investigaciones, el contenido de N se limita ser como mucho el 0,005 %, pero en general, incluso cuando el N existe en una cantidad del 0,01 % o así, no ocurre ningún problema.

20 <Ti: 0,02 al 0,20 %>

25 El Ti tiene una alta afinidad por N y fija N en el acero como TiN en el mismo y, por lo tanto, añadir Ti al acero es extremadamente eficaz para asegurar la cantidad de B que aumenta la resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido del acero. Además, el Ti es necesario para formar finas partículas de carburo uniéndose a C, y es por lo tanto un elemento importante en la invención. Para lograr de forma suficiente los efectos, el Ti debe estar en el acero en una cantidad de al menos el 0,02 %. Sin embargo, cuando es más del 0,20 %, la trabajabilidad del acero empeoraría.

<B: 0,0005 al 0,0100 %>

30 El B es un elemento que se segrega en el límite del grano de cristal para aumentar la fuerza de unión interatómica y es eficaz para prevenir el agrietamiento por fragilidad del metal líquido. Su acción se exhibe por el contenido de B de al menos el 0,0005 %. Por otro lado, cuando el contenido de B es más del 0,0100 %, entonces se forma un boruro que a menudo empeora la trabajabilidad del acero.

<Al: 0,005 al 0,100 %>

35 El Al se añade como un agente desoxidante durante la producción de acero. Para lograr su efecto, se desea el contenido de Al del 0,005 %. Sin embargo, cuando el contenido de Al es más del 0,100, entonces la ductilidad del acero disminuiría.

<Cr: 0 al 1,00 %>

40 Como el B, el Cr se segrega en el límite del grano de austenita en la zona afectada por calor durante el procedimiento de enfriamiento en la soldadura en arco, exhibiendo de esta manera un efecto de prevención del agrietamiento por fragilidad del metal líquido. En consecuencia, el Cr puede contenerse en el acero como un componente opcional. En el caso en que el Cr se añada al acero, es más eficaz asegurar su contenido al menos al 0,10 %. Sin embargo, cualquier Cr excesivo sería un factor de disminución de la trabajabilidad del acero y, por lo tanto, el contenido de Cr se limita ser como mucho el 1,00 %.

<Mo: 0 al 1,00 %>

45 Como el Cr y el B, el Mo se segrega en el límite del grano de austenita en la zona afectada por calor durante el procedimiento de enfriamiento en la soldadura en arco, exhibiendo de esta manera un efecto de prevención del agrietamiento por fragilidad del metal líquido. En consecuencia, el Mo puede estar contenido en el acero como un componente opcional. En el caso en que se añada Mo al acero, es más eficaz asegurar su contenido de al menos el 0,05 %. Sin embargo, el Mo es un elemento caro, y por lo tanto en el caso en que se añada Mo al acero, su cantidad no será más del 1,00 %.

50 <Nb: 0 al 0,10 %>

El Nb evita que los granos de cristal austeníticos se engrosen durante el calentamiento y el laminado en caliente y es eficaz refinando los granos de cristales ferríticos después del enfriamiento. Además, el Nb forma un composite de carburo que contiene C y contribuye al aumento de la resistencia del acero. En consecuencia, el Nb puede añadirse al acero como un componente opcional. En el caso en que se añada Nb al acero, es más eficaz asegurar el contenido de Nb de al menos el 0,01 %. Sin embargo, la adición de Nb excesiva al acero no es económica y la cantidad de Nb, si se añade al acero, es como mucho el 0,10 %.

<V: 0 al 0,10 %>

Como el Nb, el V evita que los granos de cristal austeníticos se engrosen durante el calentamiento y el laminado en caliente y es eficaz refinando los granos de cristales ferríticos en el acero. Además, como el Ti, el V forma un composite de carburo que contiene C y contribuye al aumento de la resistencia del acero. En consecuencia, el V puede añadirse al acero como un componente opcional. En el caso en que se añada V al acero, es más eficaz asegurar el contenido de V de al menos el 0,05 %. Sin embargo, la adición de V excesiva al acero no es económica y la cantidad de V, si se añade al acero, es como mucho el 0,10 %. De acuerdo con la presente invención, el acero no contiene V.

15 [Valor H1]

El valor H1 es un índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido que podría emplearse en el caso de que no contenga los elementos opcionales Cr y Mo. El material que tiene un gran valor H1 puede tener una gran profundidad máxima de agrietamiento a generarse por el agrietamiento por fragilidad del metal líquido. El valor H1 es una función de los contenidos de los componentes de acero y el espesor t (mm) de la chapa de acero basal (chapa de acero a chaparse) y se define por la fórmula (1).

$$\text{Valor H1} = C/0,2 + \text{Si}/5,0 + \text{Mn}/1,3 + 0,4t \quad (1)$$

Aquí, en el sitio del símbolo del elemento en las fórmulas (1) a (3), se introduce el contenido del elemento correspondiente (% en masa) en la chapa de acero basal; y en el sitio de t, el espesor medio de la chapa de acero basal de una chapa de acero a chaparse se introduce con una unidad de 0,1 mm (lo mismo puede aplicarse a la fórmula (2) o la fórmula (3) a mencionarse a continuación).

El agrietamiento por fragilidad del metal líquido es un fenómeno que, cuando se ha producido el estrés de tracción provocado por contracción térmica en el metal soldado y la zona afectada por calor del material basal en el procedimiento de enfriamiento de la soldadura, el metal chapado existente como un estado líquido en la superficie del material basal penetra en el límite del grano de cristal del material de base para provocar agrietamiento. En particular, el agrietamiento empieza fácilmente desde la superficie del material basal extremadamente cercano a las puntas soldadas. La aleación de chapado a base de Zn-Al-Mg puede mantener un estado líquido hasta aproximadamente 400 °C o así. En consecuencia, es eficaz relajar tanto como sea posible el estrés de tracción en el momento en que la temperatura del material es aproximadamente 400 °C o más en la etapa de enfriamiento después de soldar, para evitar el agrietamiento por fragilidad del metal líquido.

En la invención, como un procedimiento para relajar el estrés de tracción, se usa la expansión en volumen a través de transformación martensítica o similares del material basal (chapa de acero basal). El tipo del acero al que se dirige la invención es, como se describe anteriormente, un acero en el que la matriz se controla para que sea una fase única de ferrita; sin embargo, durante la soldadura en arco, el acero se enfría rápidamente y por lo tanto puede producirse transformación martensítica en la zona afectada por calor del acero. En la fórmula (1), C, Si y Mn son elementos que tienen un alto efecto de cambio de la temperatura de transformación martensítica (punto Ms) a un lado de temperatura menor, entre los componentes del acero. El contenido de estos elementos se define específicamente en este punto de tal manera que pueda ocurrir la transformación martensítica en la región a 400 °C o más alta a la que se produce fácilmente el agrietamiento por fragilidad del metal líquido. Usando la expansión en volumen acompañada de la transformación martensítica, se relaja el estrés de tracción que provoca el agrietamiento por fragilidad del metal líquido.

El término del espesor t en el lado derecho de la fórmula (1) se basa en la consideración de que, cuando el espesor es más grande, entonces la tasa de enfriamiento disminuye y aumenta el estrés de tracción y por lo tanto el requisito de "contribuir hacia la depresión del punto Ms por los componentes de acero" ha de ser mucho más severo. Hasta ahora, como un procedimiento para mejorar la resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido de una chapa de acero enchapada con una aleación a base de cinc, se han realizado muchas pruebas para controlar los contenidos de los componentes de acero. Sin embargo, incluso de acuerdo con esos procedimientos, el problema del agrietamiento por fragilidad del metal líquido podría no resolverse sino que a menudo se ha mantenido como tal. Como resultado de investigaciones detalladas, los presentes inventores han considerado que la situación en la que se produce el estrés de tracción varía dependiendo del espesor del material de acero basal y han definido índices de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido, el valor H1 y el valor H2 y el valor H3 a mencionarse a continuación que son aplicables a diferentes espesores de chapas de acero.

En el caso de una chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg en la que los contenidos de los componentes de acero del material de acero basal caen dentro de los intervalos anteriormente

mencionados y donde la chapa de acero basal no contiene Cr y Mo, la relación entre los contenidos de los componentes de acero y el espesor de la chapa de acero basal se controla de tal manera que el valor H1 podría ser como mucho 2,84, por lo que el agrietamiento por fragilidad del metal líquido en la soldadura en arco pueda evitarse notablemente. La resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido está en un nivel tal que la profundidad máxima de agrietamiento en el procedimiento de evaluación severo de acuerdo con el ensayo de agrietamiento por fragilidad del metal líquido a mencionarse a continuación es como mucho 0,1 mm e indica una excelente practicabilidad de la chapa de acero enchapada.

[Valor H2]

El valor H2 (no usado en la presente invención) es un índice de sensibilidad del agrietamiento por fragilidad del metal líquido empleado en el caso que contenga al menos un elemento opcional de Cr y Mo y se define por la fórmula (2). El material que tiene un gran valor H2 puede tener una profundidad de agrietamiento máxima grande a generarse por el agrietamiento por fragilidad del metal líquido.

$$\text{Valor H2} = C/0,2 + Si/5,0 + Mn/1,3 + Cr/1,0 + Mo/1,2 + 0,4t \quad (1)$$

Como el valor H1 anteriormente mencionado, el valor H2 es una función de los contenidos de los componentes de acero y el espesor t (mm) de la chapa de acero basal (chapa de acero a chaparse). El valor H2 difiere del valor H1 en que el primero tiene los términos de Cr y Mo que tienen la función de cambiar el punto Ms al menor lado de temperatura, pero el significado técnico del valor H2 es el mismo que el del valor H1. En el caso de una chapa de acero enchapada sumergida en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg en la que los contenidos de los componentes de acero del material de acero basal caen dentro de los intervalos anteriormente mencionados y donde la chapa de acero basal a chaparse contiene al menos uno de Cr y Mo, la relación entre la composición química y el espesor de la chapa de acero basal se controla de manera que el valor H2 pueda ser como mucho 3,24, por lo que pueda evitarse notablemente el agrietamiento por fragilidad del metal líquido en la soldadura en arco. La resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido está en un nivel tal que la profundidad máxima de agrietamiento en el procedimiento de evaluación severo de acuerdo con el ensayo de agrietamiento por fragilidad del metal líquido a mencionarse a continuación es como mucho 0,1 mm e indica excelentes propiedades de la chapa de acero enchapada en un nivel practicable.

[Valor H3]

El valor H3 es un índice de sensibilidad del agrietamiento por fragilidad del metal líquido empleado en cualquier caso independientemente de la presencia o la ausencia de los componentes opcionales Cr y Mo y se define por la fórmula (3). El material que tiene un gran valor H3 puede tener una profundidad de agrietamiento máxima grande a generarse por el agrietamiento por fragilidad del metal líquido.

$$\text{Valor H3} = C/0,2 + Si/5,0 + Mn/1,3 + Cr/1,0 + Mo/1,2 + 0,4t - 0,7(Cr + Mo)^{1/2} \quad (1)$$

El significado técnico del valor H3 es el mismo que aquel del valor H1 y el valor H2; sin embargo, cuando se emplea el valor H3, entonces la resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido puede evaluarse por el valor superior constante 2,90 independientemente de la presencia o ausencia de los componentes opcionales Cr y Mo en la chapa de acero. De acuerdo con la definición del valor $H3 \leq 2,90$, las chapas de acero basales que están formalmente fuera del intervalo definido del valor $H2 \leq 3,24$ pero que de hecho exhiben excelente resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido pueden emplearse de forma más precisa que aquellas que caen dentro del intervalo definido. Por ejemplo, en el caso en que contengan una ligera cantidad de al menos uno de Cr y Mo, el valor H1 podría no aplicarse formalmente en ese caso; y para la definición de $H2 \leq 3,24$, el límite superior del mismo aumenta hasta 3,24 desde 2,84 del valor H1 para que el caso que contenga una cantidad relativamente grande de Cr y Mo pueda evaluarse establemente y, en consecuencia, algunos casos que realmente tienen excelente resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido estarían formalmente fuera del intervalo de $H2 \leq 3,24$. El valor H3 es un índice de sensibilidad de agrietamiento por fragilidad del metal líquido avanzado, por el que las chapas de acero basales de dichos casos podrían juzgarse como aceptables tan económicamente como sea posible.

[Estructura metalográfica]

<Matriz>

Para potenciar la trabajabilidad de rebabas de la misma, es eficaz que la matriz (base de acero) de la estructura metalográfica de la chapa de acero basal es una fase única de ferrita que tiene buena ductilidad.

<Precipitados que contienen Ti que tienen un diámetro de partícula promedio de como mucho 20 nm y se dispersan en la fase ferrita>

La matriz de la estructura metálica de la chapa de acero de acuerdo con la invención es una fase única de ferrita, en la que se forman precipitados que contienen Ti durante el laminado en caliente y debido al efecto de precipitación-reforzamiento del mismo, la resistencia del acero aumenta para ser una resistencia a la tracción de al menos 600

MPa o así. Para potenciar la trabajabilidad de rebabas, es eficaz que los precipitados que contienen Ti se dispersen finamente en la matriz de ferrita. Como resultado de diversas investigaciones, para potenciar tanto la trabajabilidad de rebabas como la resistencia a la tracción a un nivel de al menos 600 MPa o así, es extremadamente eficaz que los precipitados que contienen Ti que se dispersan en la fase ferrita tengan un diámetro de partícula promedio de como mucho 20 nm. La estructura metalográfica del tipo puede obtenerse optimizando la temperatura de enrollamiento en el laminado en caliente y la temperatura de recocido en las líneas de inmersión en caliente.

[Procedimiento de producción]

La chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg mencionada anteriormente, que es excelente en resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido y trabajabilidad de rebabas, puede producirse, por ejemplo, de acuerdo con un procedimiento de laminado en caliente de una chapa de acero de composición controlada (planchas de colada continuamente etc.), después decapándola y en lo sucesivo recolando y sumergiendo en caliente con un revestimiento a base de Zn-Al-Mg en una línea de inmersión en caliente continua, en ese orden. Las condiciones de producción en el caso se describen a continuación.

<Control del espesor de la chapa de acero en el laminado en caliente>

Para controlar el valor H1, el valor H2 o el valor H3 del índice de sensibilidad de agrietamiento por fragilidad del metal líquido que esté dentro del intervalo anteriormente mencionado, son necesarios el control de la composición en la etapa de fundir los componentes de acero y el control del espesor en la etapa de laminar el acero. El procedimiento de producción anteriormente mencionado no incluye el laminado en frío y, por lo tanto, el control del espesor de la chapa de acero basal (chapa de acero a chaparse) se lleva a cabo básicamente en laminado en caliente. Concretamente, el espesor de la chapa de acero, t (mm), se controla en laminado en caliente de tal manera que satisfaga el valor $H3 \leq 2,90$.

<Temperatura de enrollamiento en laminado en caliente: 550 a 680 °C>

Para que la estructura metalográfica de la chapa de acero basal pueda ser una fase única de ferrita y para asegurar completamente la cantidad de los precipitados que contienen Ti que tengan un diámetro de partícula promedio de como mucho 20 nm, la temperatura de enrollamiento es de 550 a 680 °C. Cuando la temperatura de enrollamiento es menor que 550 °C, entonces la cantidad de los precipitados que contienen Ti es insuficiente y la resistencia del acero disminuiría. Si ocurre eso, además, se formaría fácilmente una estructura de segunda fase tal como bainita o similares siendo una causa de empeoramiento de la trabajabilidad de rebabas del acero. Por otro lado, cuando la temperatura de enfriamiento es más alta que 680 °C, entonces los precipitados se engrosarían, disminuyendo de esta manera la resistencia del acero y empeorando la trabajabilidad de rebabas del mismo.

<Temperatura de recolado en línea de inmersión en caliente continua: 550 a 700 °C>

Cuando la temperatura de recolado es menor que 550 °C, entonces la superficie de la chapa de acero podría no reducirse completamente y la capacidad de chapado de la misma disminuiría. Por otro lado, cuando la temperatura de recolado es más alta que 700 °C, entonces los precipitados se engrosarían, disminuyendo de esta manera la resistencia del acero y empeorando la trabajabilidad de rebabas del mismo.

<Inmersión en caliente con revestimiento a base de Zn-Al-Mg>

En la invención, puede emplearse cualquier procedimiento de inmersión en caliente para formar un revestimiento a base de Zn-Al-Mg.

El Al en la capa de chapado tiene un efecto de potenciar la resistencia a la corrosión de la chapa de acero enchapada. El Al añadido al baño de chapado tiene un efecto de prevenir la generación de escoria de óxido de Mg en el baño. Para lograr completamente estos efectos, el contenido de Al en el chapado por inmersión en caliente debe ser al menos el 3,0 % y es preferentemente al menos el 4,0 %. Por otro lado, cuando el contenido de Al es más del 22,0 %, entonces puede crecer significativamente una capa de aleación Fe-Al en la interfaz entre la capa de chapado y la chapa de acero basal y puede empeorarse de esta manera la adhesividad del chapado. Para asegurar una adhesividad del chapado excelente, el contenido de Al es preferentemente como mucho el 15,0 %, más preferentemente como mucho el 10,0 %.

El Mg en la capa de chapado tiene un efecto de formar un producto corroído uniforme en la superficie de la capa de chapado para potenciar de esta manera grandemente la resistencia a la corrosión de la chapa de acero enchapada. Para exhibir suficientemente el efecto, el contenido de Mg en el chapado por inmersión en caliente debe ser al menos el 0,05 % y es preferentemente al menos el 2,0 %. Por otro lado, cuando el contenido de Mg es más del 10,0 %, entonces el problema de la formación de escoria de óxido de Mg sería severo. Para obtener una capa de chapado de calidad más alta, el contenido de Mg es preferentemente como mucho el 5,0 %, más preferentemente como mucho el 4,0 %.

Cuando el Ti y el B se añaden al baño de inmersión en caliente, entonces puede evitarse que se forme y que crezca sobre la chapa de acero una fase $Zn_{11}Mg_2$ que daría defectos de tipo puntos a la apariencia de la chapa de acero

enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg. Incluso cuando el Ti y el B se añaden cada uno individualmente al baño de chapado, sería eficaz para evitar la formación de la fase $Zn_{11}Mg_2$; sin embargo, para agrandar grandemente la latitud de las condiciones de producción, es deseable que el Ti y el B se añadan ambos. Para lograr suficientemente estos efectos, es eficaz que el contenido de Ti en el chapado por inmersión en caliente sea al menos el 0,0005 % y el contenido de B sea al menos el 0,0001 %. Sin embargo, cuando el contenido de Ti es demasiado, entonces se formarían precipitados de Ti-Al en la capa de chapado siendo irregularidades denominadas "ojos de pez" en la superficie enchapada y la apariencia de la chapa de acero enchapada se empeoraría. En consecuencia, en el caso en que se añada Ti al baño de chapado, su contenido debe ser como mucho el 0,10 % y es más preferentemente como mucho el 0,01 %. Por otro lado, cuando el contenido de B es demasiado, entonces se formarían precipitados de Al-B o Ti-B y se engrosarían en la capa de chapado, siendo también irregularidades denominadas "ojos de pez" en la superficie enchapada. En consecuencia, en el caso en que se añada B al baño de chapado, su contenido debe ser como mucho el 0,05 % y es más preferentemente como mucho el 0,005 %.

El Si, si lo hay, en el baño de inmersión en caliente evita el crecimiento de la capa de aleación Fe-Al, potenciando de esta manera la trabajabilidad de la chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg. El Si en la capa de chapado evita que la capa de chapado se ennegrezca y es eficaz manteniendo el brillo de la superficie de la capa de chapado. Para llevar a cabo suficientemente el efecto del Si, es eficaz que el contenido del Si en el baño de inmersión en caliente sea al menos el 0,005 %. Sin embargo, la adición de demasiado Si al baño de inmersión en caliente aumentaría la cantidad de escoria en el baño y, por lo tanto, la cantidad de Si, si la hay, en el baño de inmersión en caliente está dentro de un intervalo de no más del 2,0 %.

El baño de inmersión en caliente estaría contaminado con un cierto nivel de Fe derivado del material de acero basal y los miembros constitutivos del tarro. En el baño de chapado de Zn-Al-Mg, el Fe sería aceptable en una cantidad de hasta el 2,0 % o así. Cualquier otro elemento, por ejemplo, uno o más de Ca, Sr, Na, elementos de tierras raras, Ni, Co, Sn, Cu, Cr y Mn pueden mezclarse en el baño de chapado, pero el contenido total de los mismos es preferentemente como mucho el 1 % en masa. La composición del baño de inmersión en caliente se refleja estrechamente en la composición de la capa de chapado de la chapa de acero revestida por inmersión en caliente.

Ejemplos

<<Ejemplo 1 >>

El acero que tiene la composición mostrada en la Tabla 1 se produjo fundiendo y la plancha se calienta a 1250 °C y después se lamina en caliente a una temperatura de finalización de laminado de 880 °C y una temperatura de enrollamiento de 530 a 700 °C para dar una tira de acero laminada en caliente. El espesor de la tira de acero laminada en caliente y el valor H1 y el valor H2 anteriormente mencionados de la misma se muestran en la Tabla 1 y la temperatura de enrollamiento está en la Tabla 4.

[Tabla 1]

Tabla 1

Acero	Composición química (% en masa)														Espesor (mm)	Valor H1	Valor H2	Clasificación
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	Nb	V	Cr	Mo	N					
A	0,045	0,60	1,72	0,017	0,002	0,043	0,10	0,003	-	-	-	-	0,003	2,71	-	Muestra de la invención		
B	0,025	0,50	2,02	0,015	0,003	0,045	0,11	0,003	-	-	-	-	0,002	2,82	-			
C	0,080	0,40	1,41	0,022	0,008	0,036	0,17	0,004	-	-	-	-	0,004	2,60	-			
D	0,022	0,10	2,15	0,018	0,003	0,033	0,06	0,005	-	-	-	-	0,004	2,82	-			
E	0,050	0,90	1,61	0,013	0,002	0,044	0,13	0,003	-	-	-	-	0,003	2,71	-			
F	0,042	0,50	1,78	0,017	0,002	0,043	0,08	0,003	0,02	-	-	-	0,003	2,72	-			
G	0,045	0,60	1,80	0,017	0,002	0,043	0,10	0,003	-	-	0,40	-	0,003	-	3,17			
H	0,022	0,30	1,64	0,018	0,003	0,033	0,06	0,005	-	-	-	0,20	0,003	-	2,64			
I	0,030	0,30	1,87	0,022	0,008	0,068	0,05	0,002	-	-	-	-	0,004	2,69	-			
J	0,065	0,70	1,68	0,022	0,008	0,036	0,19	0,004	-	-	-	-	0,004	2,80	-			
K	0,075	0,30	1,20	0,023	0,002	0,033	0,11	0,003	0,08	-	-	-	0,003	2,40	-			
L	0,035	0,40	1,30	0,016	0,002	0,045	0,10	0,003	-	-	0,80	-	0,003	-	3,10			
M	0,040	0,65	1,80	0,020	0,003	0,040	0,10	0,003	-	-	-	-	0,002	2,75	-			
N	0,040	0,40	1,40	0,017	0,003	0,033	0,08	0,003	-	-	0,60	-	0,002	-	3,00			
O	0,038	0,32	1,38	0,017	0,003	0,033	0,08	0,003	-	-	0,20	0,10	0,002	-	2,64			
P	0,045	0,55	1,60	0,020	0,003	0,045	0,05	0,003	-	0,09	-	-	0,003	2,61	-			
Q	0,038	0,59	1,40	0,013	0,003	0,038	0,11	0,003	-	-	-	-	0,003	2,66	-			
R	0,035	0,45	1,32	0,018	0,005	0,044	0,10	0,004	0,04	-	-	-	0,002	2,56	-			
S	0,040	0,60	1,52	0,017	0,002	0,043	0,09	0,003	-	-	0,40	-	0,003	-	3,17			
T	0,035	0,52	1,48	0,016	0,003	0,003	0,08	0,003	0,03	-	-	-	0,003	2,70	-			
U	0,050	0,35	1,15	0,022	0,002	0,041	0,04	0,003	-	-	-	0,60	0,003	-	2,98			

(continuación)

Acero	Composición química (% en masa)													Espesor (mm)	Valor H1	Valor H2	Clasificación
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	Nb	V	Cr	Mo	N				
V	0,060	0,50	1,80	0,017	0,003	0,032	0,25	0,002	-	-	-	-	0,004	2,82	-		
W	0,003	0,44	2,01	0,017	0,003	0,044	0,07	0,002	-	-	-	-	0,004	2,69	-		
X	0,033	0,42	1,67	0,065	0,003	0,046	0,09	0,003	-	-	-	-	0,004	2,57	-		
Y	0,044	0,55	1,60	0,020	0,003	0,055	0,12	0,0003	-	-	-	-	0,003	2,60	-		
Z	0,070	0,60	2,10	0,022	0,002	0,044	0,06	0,003	-	-	-	-	0,004	3,13	-		
AA	0,040	0,70	1,75	0,022	0,002	0,044	0,06	0,003	-	-	0,60	-	0,004	-	3,33	Muestra comparativa	
BB	0,120	0,33	1,60	0,016	0,003	0,038	0,05	0,002	-	-	-	-	0,004	2,94	-		
CC	0,060	0,70	2,00	0,022	0,002	0,044	0,08	0,003	-	-	0,25	0,05	0,004	-	3,31		
DD	0,030	0,15	2,58	0,022	0,002	0,044	0,10	0,003	-	-	-	-	0,004	3,20	-		
EE	0,045	0,60	1,72	0,017	0,002	0,043	0,10	0,003	-	-	-	-	0,003	2,95	-		
FF	0,040	0,60	1,75	0,017	0,002	0,043	0,10	0,003	-	-	0,40	-	0,003	-	3,35		

Subrayado: fuera del ámbito de la invención

El acero P en la Tabla 1 no constituye la invención

La tira de acero laminada en caliente se decapó, después se recoló en un gas mezclado hidrógeno-nitrógeno de 550 a 730 °C en una línea de inmersión en caliente continua y se enfrió a aproximadamente 420 °C a una velocidad de enfriamiento media de 5 °C/s dando de esta manera una chapa de acero basal (chapa de acero a chaparse). Posteriormente, mientras que se mantenía la superficie de la misma lejos del aire, la chapa de acero se sumergió en un baño de inmersión en caliente a base de Zn-Al-Mg que tiene la composición mostrada a continuación y después se sacó y en lo sucesivo de acuerdo con un procedimiento de limpieza de gas, se controló el peso del chapado a ser aproximadamente 90 g/m² por una superficie, dando de esta manera una chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg. La temperatura del baño de chapado fue aproximadamente 410 °C. La temperatura de recolado para cada acero se muestra en la Tabla 4.

10 [Composición del baño de chapado (% en masa)]

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

[Diámetro de partícula promedio de los precipitados]

15 Se observó una fina película formada sobre la muestra de chapa de acero recogida revestida por inmersión en caliente con un revestimiento da base de Zn-Al-Mg con un microscopio electrónico de barrido (MEB). Se midió el diámetro de partícula (eje mayor) de cada partícula precipitada en una región predeterminada que contenía al menos 30 precipitados que contienen Ti y los datos encontrados se promediaron para dar un diámetro de partícula promedio de los precipitados que contienen Ti.

[Características de tracción]

20 Se muestreó una pieza de ensayo a partir de la chapa de acero de tal manera que la dirección longitudinal de la misma pudiera ser perpendicular a la dirección de enrollamiento de la chapa de acero basal. Muestreada de esta manera, la pieza de ensayo JIS N.º 5 se ensayó de acuerdo con JISZ2241 para determinar la resistencia a la tracción TS y el alargamiento total T.EL de la misma.

[Trabajabilidad de expansión de agujeros]

25 Se recogió una muestra de 90 × 90 de la chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg para preparar una chapa basal (blanco) para un ensayo de expansión de agujeros. Usando un punzón y un troquel, se formó un agujero punzado en el centro de una chapa basal. El diámetro D₀ del pinchazo fue 10,0 mm y el dado se seleccionó de tal manera que la holgura del mismo pudiera ser el 12 % del espesor de la placa. En el orificio recién punzado, se insertó un punzón que tenía un ángulo de ápice de 60 ° desde el lado opuesto a la rebaba, para agrandar de esta manera el agujero original. En este caso, la velocidad de movimiento del punzón fue 10 mm/min. En el momento en que el orificio de la chapa de acero se expandió y el agrietamiento corrió a través de la chapa en la dirección del espesor, se detuvo el punzón y se midió el diámetro D_b interno del agujero. Se computó una relación λ de expansión de agujero definida por $(D_b - D_0)/D_b \times 100$ (%). Las muestras de las que λ es al menos el 60 % se evalúan teniendo una buena trabajabilidad de rebabas en el nivel practicable en muchas aplicaciones para miembros estructurales soldados; sin embargo, se emplea un patrón más severo en este punto y se juzgan como aceptables aquellos cuya λ es al menos el 70 %.

[Evaluación de la resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido]

La resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido se evaluó en un ensayo de soldadura de acuerdo con el procedimiento mencionado a continuación.

40 Se cortó una muestra de 100 mm × 75 mm de la chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg para la evaluación de la profundidad máxima de agrietamiento provocada por la fragilidad del metal líquido. En el ensayo de soldadura, se formó un material soldado protuberante mostrado en la Figura 1 por "soldadura de protuberancia" y la sección transversal de la parte soldada se comprobó para los agrietamientos. Concretamente, una protuberancia (proyección) 1 de una barra de acero que tiene un diámetro de 20 mm y una longitud de 25 mm (SS400 definida en JIS) se mantuvo de pie verticalmente en la parte central de la superficie de la pieza 3 de ensayo y la protuberancia 1 se unió por soldadura en arco a la pieza 3 de ensayo. Para el alambre de soldadura, se usó YGW12. Después de que el cordón 6 de soldadura hubiera corrido una vez alrededor de la periferia de la protuberancia desde el punto de inicio de la soldadura y hubiera pasado a través del punto de inicio de la soldadura, la soldadura continuó un poco más, y de esta manera después de haber pasado a través del punto de inicio de la soldadura y formar la parte 8 solapante de cordón de soldadura, se detuvo la soldadura. La condición de soldadura fue: 190 A, 23 V, velocidad de soldadura de 0,3 m/min, gas de escudo de Ar-CO₂ 20 % en vol. y caudal de gas de escudo de 20 l/min.

55 Al soldar, la pieza 3 de ensayo se unió previamente a una placa 4 constreñida, como se muestra en la Figura 2. Concretamente, se preparó en primer lugar una placa 4 constreñida de 120 mm × 95 mm × 4 mm de espesor (SS400 definido en JIS), después la pieza 3 de ensayo se puso en la parte central de la superficie de la placa y en lo sucesivo la periferia entera de la pieza 3 de ensayo se soldó a la placa 4 constreñida para construir de esta manera un ensamblaje unido. El ensamblaje unido (pieza 3 de ensayo y placa 4 constreñida) se fijó en una mesa 5 de

laboratorio horizontal con una abrazadera 2 y, en esa condición, se llevó a cabo la soldadura de protuberancia.

Después de la soldadura de protuberancia, el ensamblaje unido de protuberancia 1/pieza 3 de ensayo/placa 4 constreñida se cortó a lo largo del plano 9 de corte que corre a lo largo del eje de la protuberancia 1 y que corre a través de la parte 8 solapante del cordón y la superficie 9 cortada se observó con un microscopio para determinar la profundidad máxima de agrietamiento observada en la pieza 3 de ensayo y esta se denomina la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal. Esto se corresponde al agrietamiento por fragilidad del metal líquido. Las muestras en las que la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal fue como mucho 0,1 mm se evaluaron como aceptables y aquellas en las que la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal fue más de 0,1 mm fueron inaceptables.

5

10 [Evaluación de la resistencia a la corrosión en la parte soldada]

Se recogió una muestra de 100 mm × 100 mm a partir de la chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg y se unieron dos muestras del mismo tipo en la condición de soldadura mencionada a continuación, en un modo de soldadura en arco en filete solapante mostrado en la Figura 3. Posteriormente, en la condición mostrada en la Tabla 2, la muestra se procesó para el acondicionamiento de la superficie y el tratamiento de fosfato y después se procesó para el revestimiento por electrodeposición catiónica en la condición mostrada en la Tabla 3. Para simular la fatiga de la misma en vibración, la muestra revestida por electrodeposición catiónica se ensayó en un ensayo de fatiga en el que la condición de ensayo fue: el estrés en la dirección vertical a la dirección de soldadura de 50 N/mm² y el número de ciclos de ensayo de 1 × 10⁵. Posteriormente, la muestra se ensayó en un ensayo de corrosión cíclico (CCT, por sus siglas en inglés) en la condición mostrada en la Figura 4, en la que cada muestra ensayada se comprobó para la presencia o ausencia de formación de óxido rojo después de 250 ciclos de CCT. Las muestras sin formación de óxido rojo en la parte soldada se juzgaron como buenas (○) y las otras se juzgaron como no buenas (×).

15

20

La condición de soldadura es como sigue:

Corriente de soldadura: 150 A

25

Voltaje en arco: 20 V

Velocidad de soldadura: 0,4 m/min

Alambre de soldadura: YGW14

Gas de escudo: Ar-CO₂ al 20 % en vol., caudal 20 l/min. Los resultados de ensayo se muestran en la Tabla 4.

[Tabla 2]

30 Tabla 2 - Condición para el tratamiento de acondicionamiento de la superficie y tratamiento de fosfato

Acondicionamiento de superficie	Líquido de procesamiento	Prepalene X de Nihon Parkerizing
	Temperatura del líquido de procesamiento	40 °C
	Tiempo de inmersión	30 s
Tratamiento de fosfato	Líquido de procesamiento	Parbond L15C de Nihon Parkerizing
	Temperatura del líquido de procesamiento	40 °C
	Tiempo de inmersión	2 min
	Cantidad de revestimiento	2 g/m ²

[Tabla 3]

Tabla 3 - Condición para el revestimiento por electrodeposición catiónica

Material de revestimiento	Resina epoxi (Power-Top U Excel 250 de Nippon Paint)
Temperatura de cocción	140 °C
Tiempo de cocción	20 min
Material de revestimiento	Resina epoxi (Power-Top U Excel 250 de Nippon Paint)
Espesor de revestimiento	20 mm

35 [Tabla 4]

Tabla 4

N.º	Acero	Condición de producción		Diámetro de partícula medio de precipitados que contienen Ti (nm)	Características de tracción		Relación λ de expansión de agujero (%)	Profundidad máxima de agrietamiento del metal basal (mm)	Evaluación de la resistencia a la corrosión en la parte soldada	Clasificación
		Temperatura de enrollado en laminado en caliente (°C)	Temperatura de recocado en línea de inmersión en caliente continua (°C)		TS (MPa)	T.EL (%)				
1	A	590	630	13	783	21,0	106	0,05	o	Muestra de la invención
2	B	580	620	12	799	20,7	104	0,08	o	
3	C	610	630	9	823	21,0	101	0	o	
4	D	670	610	17	811	20,3	102	0,08	o	
5	E	630	630	8	855	19,0	97	0,04	o	
6	F	570	590	12	882	18,0	94	0,04	o	
7	G	590	620	8	870	19,0	95	0,03	o	
8	H	620	610	11	912	18,0	91	0	o	
9	I	640	630	18	632	27,3	131	0,02	o	
10	J	600	610	13	1011	16,3	82	0,06	o	
11	K	630	640	8	925	17,1	86	0	o	
12	L	580	620	6	912	18,1	91	0,02	o	
13	M	570	670	12	910	17,7	91	0,03	o	
14	N	600	580	15	930	16,9	89	0	o	
15	O	610	640	11	850	18,8	93	0	o	
16	P	600	600	9	850	19,0	98	0	o	
17	Q	590	630	7	782	21,0	110	0,04	o	
18	R	610	580	8	788	20,5	98	0,02	o	
19	S	620	590	10	799	19,7	96	0,07	o	
20	T	580	620	9	785	19,9	94	0,05	o	

(continuación)

N.º	Acero	Condición de producción		Diámetro de partícula medio de precipitados que contienen Ti (nm)	Características de tracción		Relación λ de expansión de agujero (%)	Profundidad máxima de agrietamiento del metal basal (mm)	Evaluación de la resistencia a la corrosión en la parte soldada	Clasificación
		Temperatura de enrollado en laminado en caliente (°C)	Temperatura de recolidado en línea de inmersión en caliente continua (°C)		TS (MPa)	T.EL (%)				
21	U	600	620	7	830	20,0	98	0,04	o	
22	V	580	600	<u>35</u>	750	14,0	65	0,05	o	
23	<u>W</u>	640	600	<u>22</u>	<u>548</u>	25,0	192	0,05	o	
24	X	600	620	15	798	18,0	69	0,04	o	
25	Y	570	590	9	802	22,0	122	<u>2,6</u>	o	
26	Z	590	600	11	988	17,0	93	<u>2,0</u>	o	
27	<u>AA</u>	580	590	14	935	14,3	84	<u>0,6</u>	o	
28	<u>BB</u>	620	630	18	770	14,0	<u>65</u>	<u>15</u>	o	Muestra comparativa
29	<u>CC</u>	600	640	16	966	17,0	75	<u>0,6</u>	o	
30	<u>DD</u>	610	640	19	951	14,0	<u>55</u>	<u>2,3</u>	o	
31	<u>EE</u>	590	630	13	783	21,0	106	<u>0,45</u>	o	
32	<u>FF</u>	590	620	8	870	19,0	95	<u>0,53</u>	o	
33	A	<u>530</u>	600	15	750	16,0	<u>68</u>	0,05	o	
34	A	<u>700</u>	630	<u>45</u>	733	16,3	<u>59</u>	0,04	o	
35	A	580	730	<u>48</u>	752	15,7	<u>55</u>	0	o	

Subrayado: fuera del ámbito de la invención
Doble subrayado: características insuficientes

El acero P en la Tabla 4 no constituye la invención.

5 Las muestras de la invención tienen todas una relación λ de expansión de agujero de al menos el 70 % y una profundidad máxima de agrietamiento del metal basal de como mucho 0,1 mm y tienen tanto trabajabilidad de rebabas excelente como resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido excelente. Además, las muestras tienen buena resistencia a la corrosión en la parte soldada, teniendo una resistencia a la tracción TS de al menos 590 MPa y la chapa de acero enchapada de la invención es adecuada como un material para los miembros inferiores de automóviles.

10 En oposición a esto, el N.º 22 contiene una gran cantidad de Ti y el diámetro de partícula de los precipitados en el mismo es grande y por lo tanto la trabajabilidad de expansión de agujero es pobre. En el N.º 23, la cantidad de C es pequeña y por lo tanto la muestra no tiene una resistencia a la tracción suficiente. En el N.º 24, la cantidad de P es grande y la trabajabilidad de expansión de agujero es pobre. En el N.º 25, la cantidad de B es pequeña y por lo tanto la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal es grande. Los N.º 26, 27, 29, 31 y 32 tienen un gran valor H1 o valor H2 y por lo tanto la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal es grande. El N.º 28 tiene un gran contenido de C y un gran valor H1 y el N.º 30 tiene un gran contenido de Mn y un gran valor H1 y por lo tanto ambas de estas muestras tienen trabajabilidad de expansión de agujero pobre y tienen gran profundidad máxima de agrietamiento del metal basal. Con respecto al N.º 33, la temperatura de enrollamiento en laminado en caliente es baja y por lo tanto se forma una fase bainita y la trabajabilidad de expansión de agujero es peor. Con respecto al N.º 34, la temperatura de enrollamiento en laminado en caliente es alta y con respecto al N.º 35, la temperatura de recolado en la línea de inmersión en caliente continua es alta; y por lo tanto en estos dos, el diámetro de partícula de los precipitados que contienen Ti es grande y la trabajabilidad de expansión de agujero de estas muestras es pobre.

20 La Figura 5 muestra la relación entre el índice H1 de sensibilidad a agrietamiento por fragilidad del metal líquido y la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal.

La Figura 6 muestra la relación entre el índice H2 de sensibilidad a agrietamiento por fragilidad del metal líquido y la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal.

25 <<Ejemplo 2>>

El acero que tiene la composición mostrada en la Tabla 5 se produjo fundiendo y se procesó en la misma condición que en el Ejemplo 1 para dar una chapa de acero enchapada por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg. El espesor de la tira de acero laminada en caliente y el valor H3 anteriormente mencionado de la misma se muestran en la Tabla 5 y la temperatura de enrollamiento está en la Tabla 6.

30 [Tabla 5]

Tabla 5

Acero	Composición química (% en masa)													Espesor (mm)	Valor H3	Clasificación
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	Nb	V	Cr	Mo	N			
a	0,038	0,58	1,05	0,019	0,003	0,044	0,10	0,003	-	-	-	-	0,003	2,15	Muestra de la invención	
b	0,025	0,47	1,42	0,015	0,003	0,040	0,11	0,003	-	-	-	-	0,002	2,35		
c	0,081	0,38	0,88	0,018	0,008	0,036	0,17	0,004	-	-	-	-	0,004	2,20		
d	0,022	0,08	1,44	0,023	0,003	0,033	0,06	0,005	-	-	-	-	0,004	2,27		
e	0,041	0,91	1,42	0,015	0,002	0,044	0,13	0,03	-	-	-	-	0,003	2,52		
t	0,042	0,53	1,12	0,019	0,002	0,043	0,08	0,004	0,02	-	-	-	0,003	2,22		
g	0,045	0,60	0,98	0,017	0,002	0,043	0,10	0,003	-	0,40	-	-	0,003	2,10		
h	0,022	0,30	1,13	0,018	0,003	0,033	0,06	0,005	-	-	0,20	-	0,003	1,93		
i	0,035	0,48	1,99	0,022	0,008	0,068	0,09	0,002	-	-	-	-	0,004	2,84		
j	0,050	0,70	1,75	0,022	0,008	0,036	0,19	0,004	-	-	-	-	0,004	2,78		
k	0,077	0,28	1,23	0,023	0,002	0,033	0,11	0,003	0,08	-	-	-	0,003	2,43		
l	0,035	0,45	1,28	0,016	0,002	0,040	0,10	0,003	-	0,81	-	-	0,003	2,47		
m	0,040	0,65	1,18	0,020	0,003	0,045	0,10	0,003	-	-	-	-	0,002	2,28		
n	0,041	0,39	1,39	0,017	0,003	0,038	0,08	0,003	-	0,60	-	-	0,002	2,45		
o	0,038	0,28	1,42	0,017	0,002	0,033	0,09	0,003	-	0,22	0,10	-	0,002	2,29		
p	0,041	0,53	1,22	0,020	0,003	0,045	0,05	0,003	-	0,09	-	-	0,003	2,29		
q	0,055	0,59	0,62	0,013	0,003	0,038	0,14	0,003	-	-	-	-	0,003	2,15		
r	0,035	0,42	0,81	0,018	0,005	0,044	0,10	0,004	0,04	-	-	-	0,002	2,16		
s	0,042	0,60	1,05	0,017	0,002	0,043	0,09	0,003	-	0,41	-	-	0,003	2,38		
t	0,038	0,65	1,60	0,016	0,003	0,033	0,08	0,003	0,03	-	-	-	0,003	2,83		
u	0,053	0,35	1,14	0,022	0,002	0,041	0,04	0,003	-	-	0,61	-	0,003	2,45		

(continuación)

Acero	Composición química (% en masa)													Espesor (mm)	Valor H3	Clasificación
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	Nb	V	Cr	Mo	N			
V	0,063	0,50	1,41	0,017	0,003	0,032	0,25	0,002	-	-	-	-	0,004	2,54	2,6	Muestra comparativa
w	0,003	0,38	1,89	0,017	0,003	0,044	0,08	0,002	-	-	-	-	0,004	2,58		
X	0,029	0,41	1,65	0,055	0,003	0,046	0,09	0,003	-	-	-	-	0,004	2,54		
y	0,044	0,58	1,60	0,020	0,003	0,055	0,12	0,0003	-	-	-	-	0,003	2,61		
Z	0,082	0,60	2,07	0,022	0,002	0,044	0,06	0,003	-	-	-	-	0,004	3,16		
aa	0,044	0,70	1,98	0,022	0,002	0,044	0,06	0,003	-	-	0,60	-	0,004	2,98		
bb	0,122	0,33	1,58	0,016	0,003	0,038	0,05	0,002	-	-	-	-	0,004	2,93		
cc	0,058	0,70	2,07	0,022	0,002	0,044	0,08	0,003	-	-	2,24	0,07	0,004	2,97		
dd	0,035	0,15	2,57	0,022	0,002	0,044	0,10	0,003	-	-	-	-	0,004	3,22		
ee	0,043	0,63	1,77	0,017	0,002	0,043	0,11	0,003	-	-	-	-	0,003	2,98		
ft	0,039	0,56	1,83	0,017	0,002	0,043	0,10	0,003	-	-	0,40	-	0,003	2,95	3,2	

Subrayado: fuera del ámbito de la invención

El acero p en la tabla 5 no constituye la invención

De la misma manera que en el Ejemplo 1, aquellas chapas de acero enchapadas por inmersión en caliente en aleación a base de Zn-Al-Mg se ensayaron en diversos procedimientos de estudio y se evaluaron las características de las mismas. Los resultados se muestran en la Tabla 6.

[Tabla 6]

Tabla 6

N.º	Acero	Condición de producción		Diámetro de partícula medio de precipitados que contienen Ti (nm)	Características de tracción		Expansión de agujero (%)	Profundidad máxima de agrietamiento del metal basal (mm)	Evaluación de la resistencia a la corrosión en la parte soldada	Clasificación
		Temperatura de enrollado en laminado en caliente (°C)	Temperatura de recolidado en línea de inmersión en caliente continua (°C)		TS (MPa)	T.EL (%)				
51	a	590	630	13	803	18,2	106	0,05	o	Muestra de la invención
52	b	580	620	12	781	19,8	104	0,05	o	
53	c	610	630	9	892	16,4	101	0	o	
54	d	670	610	17	640	22,2	142	0,05	o	
55	e	630	630	8	881	17,5	92	0,04	o	
56	t	570	590	12	800	18,0	99	0,04	o	
57	g	590	620	8	816	19,0	106	0,03	o	
58	h	620	610	11	685	21,1	122	0	o	
59	i	640	630	18	821	18,1	100	0,07	o	
60	j	600	610	13	931	16,1	75	0,06	o	
61	k	630	640	8	925	17,1	86	0	o	
62	l	580	620	6	865	16,2	91	0,02	o	
63	m	570	670	12	811	17,7	118	0,03	o	
64	n	600	580	15	832	18,1	98	0	o	
65	o	610	640	11	881	16,4	89	0	o	
66	p	600	600	9	850	19,0	98	0	o	
67	q	590	630	7	912	17,0	88	0,04	o	
68	r	610	580	8	878	18,2	98	0,02	o	
69	s	620	590	10	799	19,7	96	0,04	o	
70	t	580	620	9	785	19,9	94	0,05	o	

(continuación)

N.º	Acero	Condición de producción		Diámetro de partícula medio de precipitados que contienen Ti (nm)	Características de tracción		Expansión de agujero (%)	Profundidad máxima de agrietamiento del metal basal (mm)	Evaluación de la resistencia a la corrosión en la parte soldada	Clasificación
		Temperatura de enrollado en laminado en caliente (°C)	Temperatura de recolido en línea de inmersión en caliente continua (°C)		TS (MPa)	T.EL (%)				
71	u	600	620	7	712	20,0	111	0,04	o	Muestra comparativa
72	v	580	600	35	772	14,0	51	0,05	o	
73	w	640	600	22	548	25,0	155	0,05	o	
74	x	600	620	15	798	18,0	54	0,04	o	
75	y	570	590	9	802	22,0	122	2,60	o	
76	z	590	600	11	988	16,1	93	2,00	o	
77	aa	580	590	14	881	17,2	84	0,60	o	
78	bb	620	630	16	770	14,0	53	0,18	o	
79	cc	600	640	16	879	17,0	75	0,33	o	
80	dd	610	640	19	911	14,0	40	2,30	o	
81	ee	590	630	13	811	19,0	106	0,45	o	
82	ff	590	620	8	870	18,0	95	0,03	o	
83	a	530	600	15	813	16,0	54	0,05	o	
84	a	700	630	45	772	16,3	49	0,04	o	
85	a	580	730	48	752	15,7	44	0	o	

Subrayado: fuera del ámbito de la invención
Doble subrayado: características insuficientes
El acero p en la tabla 6 no constituye la invención

5 Las muestras de la invención tienen todas una relación λ de expansión de agujero de al menos el 70 % y una profundidad máxima de agrietamiento del metal basal de como mucho 0,1 mm y tienen tanto trabajabilidad de rebabas excelente como resistencia al agrietamiento por fragilidad del metal líquido excelente. Además, las muestras tienen buena resistencia a la corrosión en la parte soldada, teniendo una alta resistencia a la tracción TS de al menos 590 MPa y la chapa de acero enchapada de la invención es adecuada como un material para diversos tipos de miembros estructurales soldados tales como típicamente miembros inferiores de automóviles.

10 En oposición a esto, el N.º 72 contiene una gran cantidad de Ti y el diámetro de partícula de los precipitados en el mismo es grande y por lo tanto la trabajabilidad de expansión de agujero es pobre. En el N.º 73, la cantidad de C es pequeña y por lo tanto la muestra no tiene una resistencia a la tracción suficiente. En el N.º 74, la cantidad de P es grande y la trabajabilidad de expansión de agujero es pobre. En el N.º 75, la cantidad de B es pequeña y por lo tanto la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal es grande. Los N.º 76, 77, 79, 81 y 82 tienen un gran valor H3 y por lo tanto la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal es grande. El N.º 78 tiene un gran contenido de C y un gran valor H3 y el N.º 80 tiene un gran contenido de Mn y un gran valor H3 y por lo tanto ambas de estas muestras tienen trabajabilidad de expansión de agujero pobre y tienen gran profundidad máxima de agrietamiento del metal basal. Con respecto al N.º 83, la temperatura de enrollamiento en laminado en caliente es baja y por lo tanto se forma una fase bainita y la trabajabilidad de expansión de agujero es peor. Con respecto al N.º 84, la temperatura de enrollamiento en laminado en caliente es alta y con respecto al N.º 85, la temperatura de recolado en la línea de inmersión en caliente continua es alta; y por lo tanto en estos dos, el diámetro de partícula de los precipitados que contienen Ti es grande y la trabajabilidad de expansión de agujero de estas muestras es pobre.

20 La Figura 7 muestra la relación entre el índice H3 de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido y la profundidad máxima de agrietamiento del metal basal. Se sabe que, independientemente de la presencia o ausencia de los elementos opcionales Cr y Mo en las mismas, la sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido de las muestras que satisfagan $H3 \leq 2,90$ pueden evaluarse con precisión.

Descripción de los números de referencia y los signos

- | | | |
|----|----|--|
| 25 | 1 | Protuberancia |
| | 2 | Abrazadera |
| | 3 | Pieza de ensayo |
| | 4 | Placa constreñida |
| | 5 | Mesa de laboratorio |
| 30 | 6 | Cordón de soldadura |
| | 7 | Cordón de soldadura en la parte soldada periférica entera en la pieza de ensayo |
| | 8 | Parte solapante del cordón de soldadura |
| | 9 | Plano de corte |
| | 18 | Muestra de chapa de acero revestida por inmersión en caliente con revestimiento a base de Zn-Al-Mg |
| 35 | 19 | Metal soldado |

REIVINDICACIONES

1. Una chapachapa de acero enchapadaenenchapada para su uso en la formación de miembros estructurales soldados que comprende un acero basal y una capa de aleación a base de Zn-Al-Mg formada sumergiendo en caliente la superficie de la chapachapa de acero basal, en la que la chapachapa de acero basal tiene una composición química que comprende, en términos de % en masa, C del 0,010 al 0,100 %, Si del 0,01 al 1,00 %, Mn del 0,50 al 2,50 %, P del 0,005 al 0,050 %, S del 0,001 al 0,020 %, N del 0,001 al 0,005 %, Ti del 0,02 al 0,20 %, B del 0,0005 al 0,0100 %, Al del 0,005 al 0,100 %, Cr del 0 al 1,00 %, Mo del 0 al 1,00 %, Nb del 0 al 0,10 % y un resto de Fe e impurezas inevitables y tiene una estructura metálica de tal manera que los precipitados que contienen Ti que tienen un diámetro de partícula promedio de como mucho 20 nm se dispersan en la matriz formada por una fase ferrita en la misma y en la que el valor H3 del índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido de la chapachapa de acero basal representado por la siguiente fórmula (3) y que indica la relación entre los contenidos de los componentes del acero y el espesor t (mm) de la chapachapa de acero es como mucho 2,90:

$$\text{Valor H3} = C/0,2 + \text{Si}/5,0 + \text{Mn}/1,3 + \text{Cr}/1,0 + \text{Mo}/1,2 + 0,4t - 0,7(\text{Cr} + \text{Mo})^{1/2} \quad (3)$$

en el sitio del símbolo del elemento en la fórmula (3), se introduce el contenido del elemento correspondiente (% en masa) en la chapachapa de acero basal.

2. La chapachapa de acero enchapadaenenchapada con aleación a base de Zn-Al-Mg de acuerdo con la reivindicación 1, en la que la composición de la capa de aleación a base de Zn-Al-Mg formada sumergiendo en caliente la superficie de la chapachapa de acero basal comprende, por ejemplo en términos de % en masa, Al del 3,0 al 22,0 %, Mg del 0,05 al 10,0 %, Ti del 0 al 0,10 %, B del 0 al 0,05 %, Si del 0 al 2,0 %, Fe del 0 al 2,0 % y un resto de Zn e impurezas inevitables.

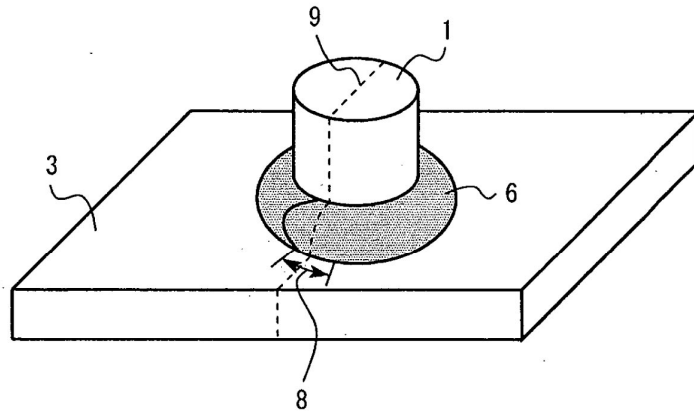
3. Un procedimiento de producción de una chapachapa de acero enchapadaenenchapada de acuerdo con la reivindicación 1 para su uso en la formación de miembros estructurales soldados que tiene una capa de aleación a base de Zn-Al-Mg formada sumergiendo en caliente la superficie de la chapachapa de acero basal; comprendiendo el procedimiento una etapa de procesar secuencialmente una chapachapa de acero que comprende, en términos de % en masa, C del 0,010 al 0,100 %, Si del 0,01 al 1,00 %, Mn del 0,50 al 2,50 %, P del 0,005 al 0,050 %, S del 0,001 al 0,020 %, N del 0,001 al 0,005 %, Ti del 0,02 al 0,20 %, B del 0,0005 al 0,0100 %, Al del 0,005 al 0,100 %, Cr del 0 al 1,00 %, Mo del 0 al 1,00 %, Nb del 0 al 0,10 % y un resto de Fe e impurezas inevitables, para laminar en caliente, decapar y recocer y sumergir en caliente a base de Zn-Al-Mg en una línea de inmersión en caliente continua para producir de esta manera una chapachapa de acero enchapadaenenchapada que tiene, en la superficie de la chapachapa de acero basal, una capa de chapado a base de Zn-Al-Mg formada sobre la misma, en la que: la chapachapa de acero se lamina en caliente para que tenga un espesor t (mm), con el que el valor H3 del índice de sensibilidad al agrietamiento por fragilidad del metal líquido representado por la siguiente fórmula (3) es como mucho 2,90, la temperatura de enrollado es de 550 a 680 °C y la temperatura de recocido en la línea de inmersión en caliente continua es de 500 a 700 °C:

$$\text{Valor H3} = C/0,2 + \text{Si}/5,0 + \text{Mn}/1,3 + \text{Cr}/1,0 + \text{Mo}/1,2 + 0,4t - 0,7(\text{Cr} + \text{Mo})^{1/2} \quad (3)$$

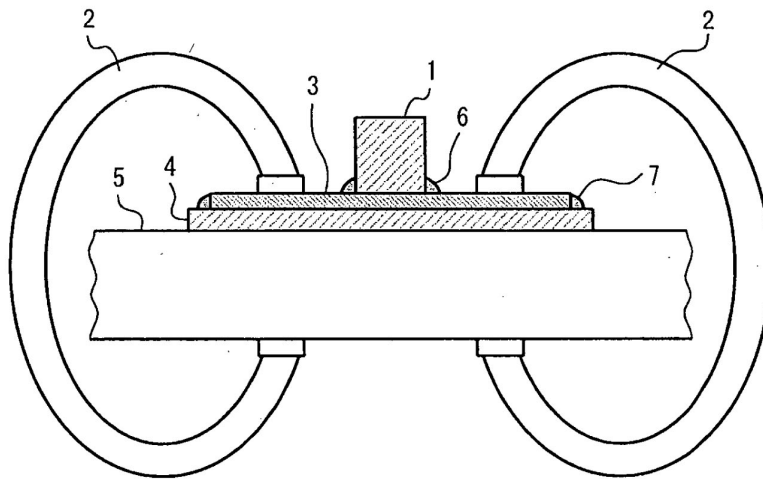
en el sitio del símbolo del elemento en la fórmula (3), se introduce el contenido del elemento correspondiente (% en masa) en la chapachapa de acero basal.

4. El procedimiento para producir una chapachapa de acero enchapadaenenchapada con una aleación a base de Zn-Al-Mg de acuerdo con la reivindicación 3, en la que la composición de la capa de aleación a base de Zn-Al-Mg formada sumergiendo en caliente la superficie de la chapachapa de acero basal comprende, en términos de % en masa, Al del 3,0 al 22,0 %, Mg del 0,05 al 10,0 %, Ti del 0 al 0,10 %, B del 0 al 0,05 %, Si del 0 al 2,0 %, Fe del 0 al 2,0 % y un resto de Zn e impurezas inevitables.

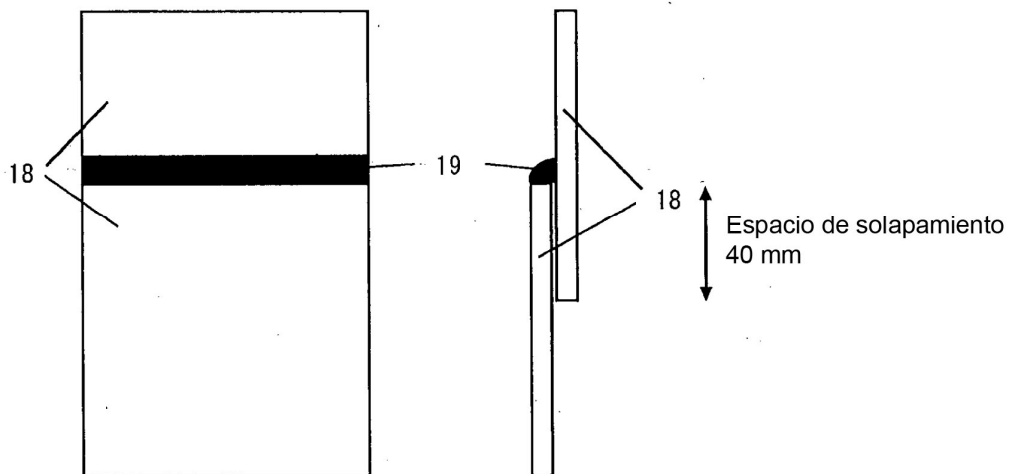
[Fig.1]



[Fig.2]

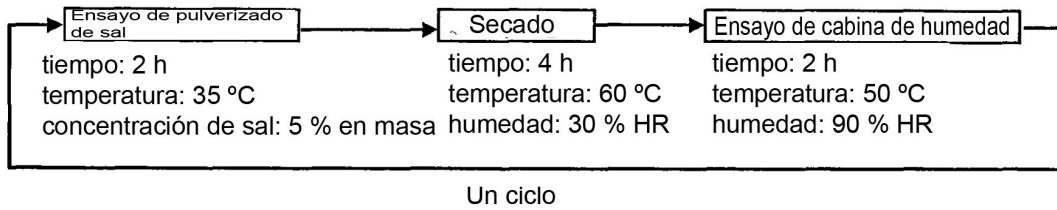


[Fig.3]

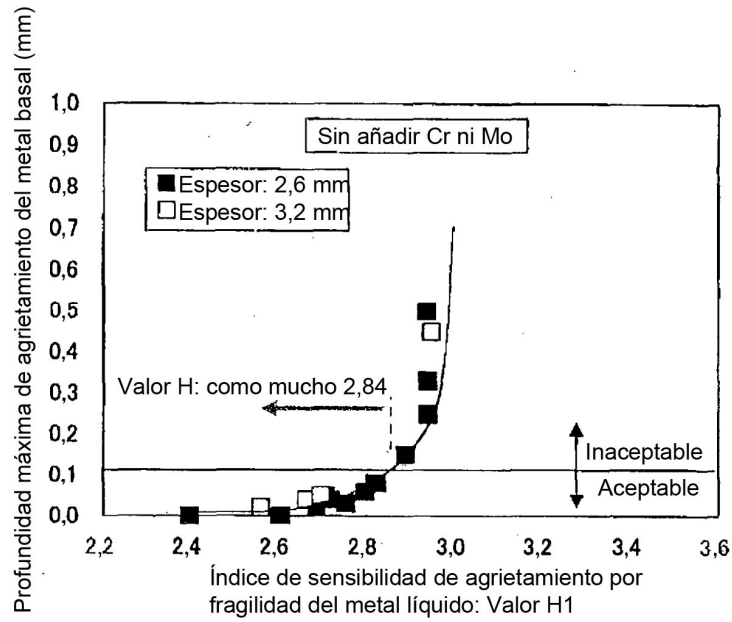


[Fig. 4]

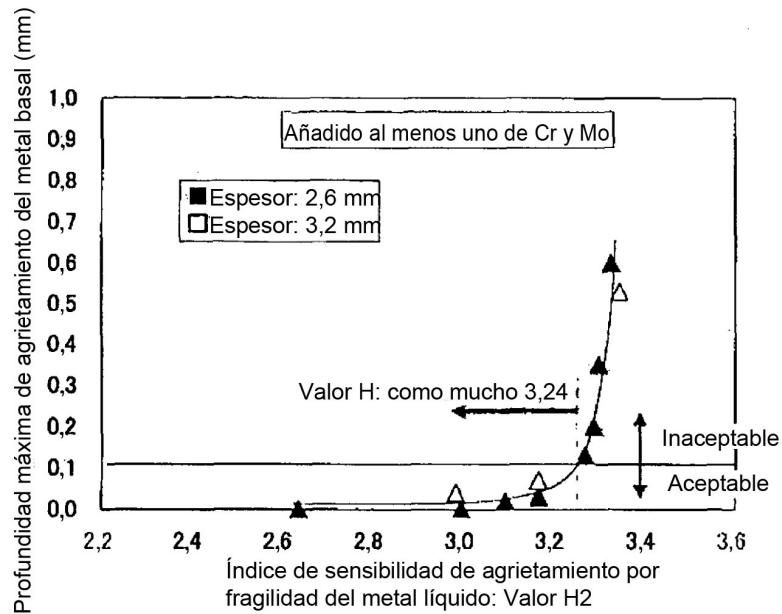
Ensayo de corrosión cíclica (CCT) Condición (JASO M606-91)



[Fig. 5]



[Fig. 6]



[Fig.7]

