

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 784 014**

51 Int. Cl.:

C22C 38/14	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/20	(2006.01)
C23C 2/00	(2006.01)	C22C 38/22	(2006.01)
B32B 15/01	(2006.01)	C22C 38/26	(2006.01)
C21D 8/04	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/32	(2006.01)
C22C 23/00	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/42	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **11.04.2008 PCT/JP2008/057564**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **23.10.2008 WO08126945**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **11.04.2008 E 08740619 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **26.02.2020 EP 2143816**

54 Título: **Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para uso en el conformado por prensado, excelente en tenacidad a baja temperatura y método de producción de la misma**

30 Prioridad:

11.04.2007 JP 2007103745

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
21.09.2020

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**SATOH, HIRONORI;
ABE, MASAYUKI;
GOTO, YASUTO y
YAMAGUCHI, SHINICHI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 784 014 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 de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para uso en el conformado por prensado, excelente en tenacidad a baja temperatura y método de producción de la misma

Campo de la técnica

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para uso en el conformado por prensado usada en los campos de los automóviles y de la electrónica de consumo y un método de producción de la misma, más particularmente se refiere a una chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura adecuada para aplicaciones de tanques de combustible de automóviles y un método de producción de la misma.

10 Antecedentes de la técnica

En los últimos años, la chapa de acero para su uso en automóviles se ha hecho mayor en resistencia con el fin de mejorar el consumo del combustible al reducir el peso del chasis. También en la chapa de acero para tanques de combustible, debido a la reducción del peso de los tanques y a la mayor complejidad del diseño del chasis y, además, debido a los lugares donde se colocan los tanques de combustible, los tanques de combustible se vuelven más complicados en forma, y se están demandando una formabilidad superior y mayor resistencia. En el pasado, para satisfacer ambas demandas de mejor formabilidad y mayor resistencia, se ha desarrollado un acero IF (libre intersticial, por sus siglas en inglés) de alta resistencia compuesto de acero IF (por sus siglas en inglés) fabricado de acero ultrabajo de carbono al que se añaden elementos formadores de carbonitrógeno como Ti y Nb más P, Si, Mn, y otros elementos de fortalecimiento de la solución.

15 Sin embargo, cuando se usa chapa de acero de alta resistencia para tanques de combustible, existe el problema de que la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L tiene una baja resistencia a la tracción a baja temperatura. Es decir, incluso si la fabricación de la chapa de acero es de alta resistencia, existe el problema de que la resistencia de la unión soldada no será lo suficientemente alta como para igualar el aumento de la resistencia de la chapa de acero. Esto es porque un tanque se produce soldando las partes de brida de las piezas en forma de copa superior e inferior y la zona de la soldadura de costura del tanque es una forma soldadura de costura de pelado de la unión en L como se muestra en la Figura 1 (donde la forma de la sección transversal es una donde las bridas de la chapas de acero están hechas plana para hacer que esté a tope entre sí, y se sueldan mediante una soldadura de costura, a continuación, esta zona de soldadura también se conoce como "zona de soldadura de costura de pelado de la unión en L" o "zona de soldadura de pelado de la unión en L"). En particular, en el caso de la chapa de acero de alta resistencia, la tensión se concentra fácilmente, disminuye la tenacidad, y disminuye la resistencia a la tracción. Esto se convierte en una preocupación en términos de resistencia a la rotura en el caso en que el tanque de combustible, una parte importante en la seguridad reciba un impacto debido a una colisión en una región de bajas temperaturas.

20 Además, el acero IF (por sus siglas en inglés) fija el C, el N, etc. mediante precipitación como carburos o nitruros de Nb o de Ti, por lo que existe el problema de que los límites de los granos cristalinos se vuelvan extremadamente limpios y ocurre fácilmente la fragilidad del trabajo secundario debido a la fractura del límite de grano después del conformado. Además, en el caso del acero IF (por sus siglas en inglés) de alta resistencia, el interior de los granos se refuerza por los elementos de fortalecimiento de la solución. La resistencia relativa del límite de grano disminuye notablemente, por lo que también existe el problema de la promoción de la fragilidad del trabajo secundario.

25 Además, también se busca una chapa de acero libre de la formación de productos de corrosión que provoquen la obstrucción del filtro, y libre de la corrosión por picaduras con respecto a la gasolina y al alcohol o a los ácidos orgánicos que produce la gasolina al deteriorarse. En respuesta a estas demandas, en el pasado, se han propuesto y usado chapa de acero revestida en su superficie con aleación de Pb-Sn, aleación de Al-Si, aleación de Sn-Zn, y aleación de Zn-Al. Por esta razón, la chapa de acero usada como sustrato tiene que ser buena en capacidad para el revestimiento por inmersión en caliente mediante estas aleaciones.

30 Entre estos problemas, se han propuesto varios métodos para evitar la fragilidad del trabajo secundario (por ejemplo, véase la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 5-59491 y la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 6-57373). Por ejemplo, la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 5-59491 propone una tecnología para evitar el deterioro de la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario debido a la segregación de los límites de grano reduciendo el contenido de P tanto como sea posible en el acero IF añadido con Ti y añadiendo mayores cantidades de Mn y Si en la medida para obtener una chapa de acero de alta resistencia superior en resistencia a la fragilidad del trabajo secundario. Además, la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 6-57373 propone la tecnología de usar chapas de acero ultrabajo de carbono y añadir B además de Ti y Nb para aumentar la resistencia del límite del grano y mejorar la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario. En la tecnología descrita en esta Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 6-57373, el contenido de B está optimizado con el fin de mejorar la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario y evitar un aumento de la carga en el momento del laminado en caliente que acompaña al retraso en la recristalización de los granos de la austenita.

Además, se han hecho varias propuestas con el fin de mejorar la soldabilidad (por ejemplo, véase la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 7-188777, la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 8-291364, y la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2001-288534). Por ejemplo, la tecnología descrita en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 7-188777 carburiza el acero ultrabajo de carbono al que se le ha añadido Ti y/o Nb en el momento del recocido y forma una estructura de martensita y bainita en la capa superficial para tratar de mejorar la soldabilidad por puntos. Además, la tecnología descrita en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 8-291364 añade Cu al acero ultrabajo de carbono y amplía la zona afectada por el calor en el momento de la soldadura para aumentar la resistencia de las juntas soldadas por puntos.

Además, la tecnología descrita en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2001-288534 es una tecnología que añade Mg al acero para formar óxidos de Mg y/o sulfuros de Mg en la chapa de acero y, por lo tanto, hace que la zona de soldadura y la zona afectada por el calor sean más finas en grano por el efecto del punteado. ISIJ Journal, vol. 65 (1.979), n.º 8, p. 1.232 describe la tecnología del TiN que se dispersa finamente en la chapa de acero gruesa para mejorar la tenacidad de la zona afectada por el calor de la zona de soldadura.

Además, se han propuesto varias tecnologías para mejorar la capacidad para el revestimiento en caliente de la chapa de acero de alta resistencia (véase la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 5-255807 y la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 7-278745). Por ejemplo, en la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia galvanizada por inmersión en caliente descrita en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 5-255807, se limita el contenido de los elementos que inhiben la capacidad para el revestimiento por inmersión en caliente, es decir, el contenido de S se limita al 0,03 % en masa o menos y el contenido de P del 0,01 al 0,12 %, mientras que el Mn y el Cr se añaden positivamente como elementos fortalecedores. Además, en la chapa de acero galvanizado de alta resistencia descrita en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 7-278745 mejora la capacidad para la galvanización por inmersión en caliente al haciendo la interrelación entre el contenido de Si y el contenido de Mn dentro de un intervalo específico.

Para mejorar la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario, se proporciona una chapa de acero de alta resistencia superior en resistencia a la fragilidad del trabajo secundario añadiendo B y optimizando el resto de la adición de Mn-P (Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2000-192188). Además, para mejorar la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario, también se ha descrito la tecnología de la adición de B, Ti y Nb (Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 6-256900). Además, también se han descrito la tecnología relacionada con un método de soldadura para mejorar la resistencia a la tracción de la zona de soldadura al pelado de la unión en L distintiva de un tanque (Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-119808) y la tecnología relacionada con la chapa de acero de alta resistencia para su uso en el embutido y prensado (Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-169739, Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-169738, Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-277713, y Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-277714).

La Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2001-279330 se refiere a una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia específica, en donde se añaden Si y Mn a un acero extra bajo de carbono en el que se añade una cantidad fija o más de Ti para satisfacer $Si/Mn =$ de 0,5 a 2,0, y también, se controla el contenido del P al $\leq 0,02$ %, y se puede obtener la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia y alta en el valor r en la dirección L.

El Documento de Patente Europea de Número EP 1 561 835 A1 se refiere a una chapa de acero revestida con Sn-Zn por inmersión en caliente caracterizada por comprender una chapa de acero revestida a base de Sn por inmersión en caliente obtenida formando una capa de revestimiento por inmersión en caliente que comprende del 1 al 8,8 % en peso de Zn y el resto Sn en una cantidad del 91,2 al 99,0 % en peso e impurezas inevitables y/o ingredientes auxiliares sobre la superficie de la chapa de acero, teniendo la superficie del revestimiento cristales dendríticos de Sn y estando las separaciones de los brazos dendríticos del Sn cubiertas por una estructura eutéctica de dos formas de Sn-Zn.

Descripción de la invención

Sin embargo, la técnica anterior explicada antes tenía los siguientes problemas. Es decir, las chapas de acero producidas por los métodos descritos en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 5-59491 y en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 6-57373 son buenas en trabajabilidad, pero tienen los problemas de que si el prensado se forma en condiciones severas tales como con los tanques de combustible, se vuelva insuficiente la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario y, además, las zonas de la soldadura de costura al pelado de la unión en L de las uniones soldadas obtenidas al soldar estas chapas de acero laminadas en frío son bajas en resistencia.

Además, el método descrito en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 7-188777 realiza la carburación durante el recocido, pero existe el problema de que en las instalaciones de producción reales, la velocidad de procesamiento, la composición del gas ambiental, y la temperatura no son constantes, por lo que cambia la cantidad de la carburación, se hace más grande la fluctuación en la calidad del material entre las chapas de acero producidas, y es difícil la producción estable de la chapa de acero.

Además, el método descrito en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 8-291364 añade una gran cantidad de Cu, por lo que existe el problema de que se pueden producir muchos defectos en la superficie debido al Cu, y disminuye el rendimiento.

- Además, el método descrito en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2001-288534 y en ISIJ Journal, vol. 65 (1.979), n.º 8, p. 1.232 es eficaz con soldadura por arco, etc. con una velocidad de enfriamiento relativamente lenta después de la soldadura, pero tiene el problema de que el efecto no se puede reconocer con la soldadura de costura de velocidad de enfriamiento rápido, etc. Además, la chapa de acero gruesa y la chapa de acero delgada usadas para los tanques de combustible de la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2001-288534 y del ISIJ Journal, vol. 65 (1.979), n.º 8, p. 1.232 difieren en ingredientes y difieren aún más en las formas de las zonas de soldadura, por lo que no se puede decir que sea una tecnología aplicable de una forma inmediata.
- Además, las chapas de acero descritas en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 5-255807 y en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 7-278745 son buenas en la capacidad para la galvanización por inmersión en caliente, pero tienen el problema de ser insuficientes en soldabilidad y resistencia a la fragilidad del trabajo secundario.
- La Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2000-192188 añade una gran cantidad de P para asegurar la resistencia y no optimiza el equilibrio de P y B, por lo que tiene el defecto de que no se puede obtener una suficiente tenacidad a baja temperatura.
- La Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 6-256900 usa una gran cantidad de Ti para mejorar la formabilidad. Tiene los problemas de que no se pueden asegurar suficientemente la resistencia y la tenacidad de la zona de soldadura y, además, incluso si la cantidad de la adición de Ti es adecuada, la cantidad de Nb es pequeña, por lo que no se puede asegurar una suficiente trabajabilidad.
- La Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-119808 es una tecnología para usar la soldadura láser para mejorar las propiedades. Con la soldadura de costura usada para la producción de tanques de combustible, la aplicación es difícil. Además, no hace alusión a la tecnología para mejorar las propiedades de la zona de soldadura al mejorar las propiedades del material matriz.
- La Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-169739 y la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-169738 son una técnica para mejorar las propiedades del material matriz, pero tienen los problemas de baja resistencia a la corrosión y, además, dependiendo de las condiciones, una baja tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L, altos costos de fabricación del acero, y baja trabajabilidad.
- Además, la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-277713 y la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-277714 tienen los problemas de una baja tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L dependiendo de las condiciones, mientras que la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-277713 además tiene el problema de que se incurre en una disminución en la trabajabilidad.
- De esta manera, en el estado de la técnica del pasado, ha habido una tecnología para mejorar la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario y mejorar la tenacidad de la zona de soldadura en el campo de la chapa de acero gruesa. Sin embargo, los tanques de combustible se producen mediante un proceso que incluye una etapa de trabajo, tal como del conformado por prensado y una etapa de tratamiento térmico, tal como la soldadura de costura, por lo que se vuelven importantes no únicamente las propiedades del material matriz, sino también las propiedades después del trabajo y después del tratamiento térmico. Es decir, cuando se usa acero de alta resistencia, en general, la tenacidad disminuye, por lo que la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario y la tenacidad de la zona de soldadura se vuelven simultáneamente importantes. Además, la superficie está revestida para formar el producto final, por lo que también se vuelven importantes la capacidad para el revestimiento y la resistencia a la corrosión.
- Sin embargo, en la técnica anterior, no existía como se explicó anteriormente la tecnología para mejorar simultáneamente todos los elementos anteriores. En particular, no existía una tecnología para mejorar la tenacidad de la zona de soldadura que tuviera un efecto sobre la resistencia a la tracción de la pieza obtenida mediante soldadura de costura de las superficies superior e inferior obtenidas mediante el conformado por prensado de una chapa de acero delgada, es decir, mediante la junta al pelado de la unión en L.
- La presente invención se realizó teniendo en consideración los problemas anteriores y tiene por objeto proporcionar una chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para su uso en el conformado por prensado con una resistencia a la tracción de 380 MPa a menos de 540 MPa, con una capacidad para el conformado por prensado capaz de ser usada en el campo del automóvil, en particular en aplicaciones de tanques de combustible, y con una resistencia superior a la fragilidad del trabajo secundario y una tenacidad superior a baja temperatura en la zona de soldadura de costura y además con una capacidad superior para el revestimiento, y un método de producción de la misma.
- Además, en los últimos años, se ha aumentado el uso de biocombustibles desde el punto de vista de la reducción de CO₂. Los siguientes problemas han surgido en la selección de los materiales para tanques de combustible.
- Es decir, en el pasado, si se usaba una chapa de acero galvanizado, particularmente cuando se usaba combustible de biodiesel como biocombustible, existían los problemas de que se disolvía fácilmente el revestimiento de Zn, se acumulaba el hollín en el conducto común, y se obstruía el inyector. Por otro lado, si se usaba una chapa de acero con revestimiento de Al para biogasolina, existía el problema de que se disolvía el revestimiento de Al debido al alcohol contenido en la gasolina. Además, existía el problema de que, si se usaba plástico para un tanque de combustible, el

biodiesel o la biogasolina se filtraba en el tanque de combustible, y se fugaba desde el tanque de combustible. En particular, estos problemas se han debido principalmente al hecho de que los biocombustibles producen más ácidos al descomponerse en comparación con los combustibles convencionales, por lo que se vuelven más fuertes en acidez que en el pasado.

5 Medios para resolver los problemas

La presente invención resuelve los problemas mencionados anteriormente como resultado del estudio de los efectos del Ti, del B, y del P sobre la tenacidad y sobre la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L exclusiva de los tanques de combustible y de la capacidad para el revestimiento. La presente invención se define por el contenido descrito en las reivindicaciones. Además, se describe:

10 (1) Chapa de acero de alta resistencia chapada en caliente para el uso en el conformado por presado superior en tenacidad a baja temperatura que tiene una chapa de acero laminada en frío y una capa revestida en caliente formada sobre la superficie de dicha chapa de acero laminada en frío, caracterizada por que

dicha chapa de acero laminada en frío contiene, en % en masa,

C: del 0,0005 al 0,0050 %,

15 Si: más del 0,5 al 1,0 %,

Mn: del 0,70 al 2,0 %,

P: el 0,05 % o menos,

Ti: del 0,010 al 0,050 %,

Nb: del 0,010 al 0,040 %,

20 B: del 0,0005 al 0,0030 %,

S: el 0,010 % o menos,

Al: del 0,01 al 0,30 %, y

N: del 0,0010 al 0,01 % y comprende un resto de Fe e impurezas inevitables,

25 donde el contenido de Ti (%) es [Ti], el contenido de B (%) es [B], y el contenido de P (%) es [P], TB* expresado por la siguiente fórmula <A> es de 0,03 a 0,06, y satisface la siguiente fórmula :

$$TB^* = (0.11 - [Ti]) / (\ln([B] \times 10000)) \dots <A>$$

$$[P] \leq 10 \times [B] + 0.03 \dots $$

30 (2) Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en (1), caracterizada por que dicha chapa de acero laminado en frío contiene además, en % en masa, uno o más de

Cu: del 0,01 al 1 %,

Ni: del 0,01 al 1 %,

Cr: del 0,01 al 1 %, y

Mo: del 0,001 al 1 %.

35 (3) Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en (1) o (2), caracterizada por que dicha chapa de acero laminada en frío no contiene los elementos de As, Sn, Pb y Sb en cantidades superiores a las siguientes cantidades en % en masa y no contiene la cantidad total de estos elementos superior al 0,02 %:

As: el 0,012 %

40 Sn: el 0,010 %

Pb: el 0,004 %

Sb: el 0,004 %

- 5 (4) Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en una cualquiera de (1) a (3), caracterizada por que la capa revestida por inmersión en caliente formada sobre la superficie de dicha chapa de acero laminada en frío está compuesta del 1 al 8,8 % de Zn y un resto de Sn: del 91,2 al 99,0 % e impurezas inevitables y porque la cantidad de deposición del revestimiento es de 10 a 150 g/m² por cada lado.
- (5) Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en una cualquiera de (1) a (4), caracterizada por que una temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario después de su conformado mediante una relación de estirado de 1,9 es -50°C o menos.
- 10 (6) Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en una cualquiera de (1) a (5), en donde una temperatura de transición dúctil-frágil en un ensayo de tracción de una zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L es -40°C o menos.
- 15 (7) Un método de producción de chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura que tiene una etapa de colar continuamente acero fundido de una composición de los ingredientes como se establece en una cualquiera de (1) a (3) para obtener una losa, una etapa de laminado en caliente de dicha losa en condiciones de calentamiento de 1.050°C a 1.245°C durante dentro de 5 horas, una temperatura de acabado de la temperatura Ar₃ a 910°C, y una temperatura de bobinado de 20 750°C o menos para obtener una bobina laminada en caliente, una etapa de laminado en frío de dicha bobina laminada en caliente con una relación de laminado en frío del 50 % o más para obtener una bobina laminada en frío de un espesor predeterminado, y una etapa de recocido de dicha bobina laminada en frío a una temperatura de la temperatura de recristalización o más y luego revestir por inmersión en caliente la superficie de la bobina.
- 25 (8) Un método de producción de chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en (7), que tiene una etapa de recocido de dicha bobina laminada en frío a una temperatura de la temperatura de recristalización o más y luego revestir por inmersión en caliente la superficie de la bobina de manera que la capa comprenda del 1 al 8,8 % de Zn y un resto de Sn: del 91,2 al 99 % e impurezas inevitables y la deposición del revestimiento es de 10 a 150 g/m² por 30 lado.
- (9) Un método de producción de chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior tenacidad a baja temperatura como se establece en (7) u (8), caracterizada por el revestimiento previo de Fe-Ni antes del revestimiento por inmersión en caliente.

Breve descripción de los dibujos

- 35 La Figura 1 es una vista en sección transversal que muestra una pieza de ensayo que forma una zona de soldadura de costura de pelado de la unión en L en un método de ensayo de pelado.
- La Figura 2 es una vista que muestra los efectos del Ti y del B en una temperatura de transición dúctil-frágil de una zona de soldadura de costura de pelado de la unión en L.
- 40 La Figura 3 es una vista que muestra un método de ensayo para evaluar la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario.
- La Figura 4 es una vista que muestra los efectos del P y del B en la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario.
- La Figura 5 es una fotografía que muestra un ejemplo de la cara de la fractura obtenida al impartir un impacto para la fractura después de un ensayo de tratamiento térmico que simula una zona afectada por el calor de la soldadura.
- Mejor modo para realizar la invención
- 45 A continuación, se explicará en detalle el mejor modo para llevar a cabo la presente invención. Téngase en cuenta que, en la explicación que sigue, el % en masa en la composición se describirá simplemente como "%".
- 50 Los inventores se dedicaron a estudios intensivos para obtener una chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura con una formabilidad superior por prensado, extremadamente difícil en la técnica anterior, y con una resistencia superior a la fragilidad del trabajo secundario y con resistencia a la tracción en la zona de soldadura al pelado de la unión en L y, además, con una capacidad superior para el revestimiento. Como resultado, descubrieron que haciendo que los

5 contenidos de Ti, B y P estén dentro de unos intervalos específicos, es posible obtener una resistencia a la tracción de 380 MPa a menos de 540 MPa, una capacidad para el conformado por prensado que permita la aplicación en el campo del automóvil, en particular en aplicaciones de tanques de combustible, una resistencia superior a la fragilidad del trabajo secundario, y una resistencia superior a la tracción de la zona de soldadura al pelado de la unión en L, y una capacidad superior para el revestimiento y, así, se lograron estos objetivos mediante la presente invención.

Es decir, la chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado de la presente invención (en lo sucesivo denominada simplemente como "chapa de acero revestida por inmersión en caliente") tiene una chapa de acero laminada en frío y una capa revestida por inmersión en caliente formada sobre la superficie de dicha chapa de acero laminada en frío, y se caracteriza porque dicha chapa de acero laminada en frío consiste en, % en masa, C: del 0,0005 al 0,0050 %, Si: del 0,5 al 1,0 %, Mn: 0,70 al 2,0 %, P: el 0,05 % o menos, Ti: del 0,010 al 0,050 %, Nb: del 0,010 al 0,040 %, B: del 0,0005 al 0,0030 %, S: el 0,010 % o menos, Al: del 0,01 al 0,30 %, N: del 0,0010 al 0,01 % y opcionalmente contiene, en % en masa, uno o más de Cu: del 0,01 al 1 %, Ni: del 0,01 al 1 %, Cr: del 0,01 al 1 %, Mo: del 0,001 al 1 %, y en donde la chapa de acero laminada en frío no contiene los elementos de As, Sn, Pb y Sb en cantidades por encima de las siguientes cantidades en % en masa: As: el 0,012 %, Sn: el 0,010 %, Pb: el 0,004 %, Sb: el 0,004 %, y en donde la cantidad total de estos elementos no supera el 0,02 %, y un resto de Fe e impurezas inevitables, cuando el contenido de Ti (%) es [Ti], el contenido de B (%) es [B], y el contenido de P (%) es [P], el TB * expresado por la siguiente fórmula <A> es 0,03 o más y se satisface la siguiente fórmula .

$$TB^* = (0.11 - [Ti]) / (\ln([B] \times 10000)) \dots <A>$$

$$[P] \leq 10 \times [B] + 0.03 \dots , \quad 20$$

y en donde la capa revestida por inmersión en caliente es una capa revestida por inmersión en caliente de Sn-Zn.

Primero, se explicarán las razones para las limitaciones numéricas en la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de la presente invención.

<C: del 0,0005 al 0,0050 %>

25 El C es un elemento extremadamente importante en la presente invención. Específicamente, el C es un elemento que se une con el Nb y el Ti para formar carburos, y es extremadamente eficaz para lograr una mayor resistencia. Sin embargo, si el contenido de C es superior al 0,0050 %, incluso cuando se añaden el Ti y el Nb requeridos para fijar el C, disminuye la trabajabilidad y disminuye la tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L y de la soldadura por láser. Por otro lado, en la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de la presente invención, incluso si es bajo el contenido de C, este se puede compensar con otros métodos de fortalecimiento, pero si el contenido de C es inferior al 0,0005 %, asegurar la resistencia se hace difícil y aumentan los costos de descarbonación en el momento de la fabricación del acero. En consecuencia, el contenido de C se hace del 0,0005 al 0,0050 %. Además, cuando se requieran una trabajabilidad extremadamente alta y una tenacidad de la zona de soldadura, el contenido de C se hace preferiblemente el 0,0030 % o menos.

35 <Si: del 0,5 al 1,0 %>

40 El Si es un elemento eficaz para aumentar la resistencia como un elemento de fortalecimiento de la solución. Además, los inventores descubrieron que añadiendo Si al 0,5 % o más, se mejora la resistencia a la corrosión después del revestimiento con Sn-Zn por inmersión en caliente. La razón es que la estructura solidificada del revestimiento se vuelve más fina. Es decir, el SiO₂ formado por la oxidación del Si de la superficie no cubre completamente la superficie en una capa, sino que se distribuye de manera desigual sobre la superficie, y esto forma sitios que forman los núcleos para los cristales primarios del Sn en el proceso de solidificación del revestimiento por inmersión en caliente de Sn-Zn. El número de sitios de formación de núcleos aumenta, por lo que el Zn con su bajo potencial de corrosión y su acción de protección contra la corrosión sacrificial se vuelve más fino. Por esta razón, el Sn con el valioso potencial de corrosión rodea suficientemente al Zn, por lo que se mejora la resistencia a la corrosión. Por lo tanto, el límite inferior es el 0,5 % o más. La razón por la cual la resistencia a la corrosión es baja en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-169739 y en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-169738 se cree que es por el bajo contenido de Si. Sin embargo, si el contenido de Si se vuelve excesivo, específicamente si el contenido de Si supera el 1,0 %, incluso si las otras condiciones están en el intervalo de la presente invención, se ve afectada la capacidad para el revestimiento por inmersión en caliente. Por lo tanto, el límite superior del contenido de Si se hace el 1,0 %.

Los biocombustibles son fuertemente corrosivos. La mejora de la resistencia a la corrosión sería muy eficaz para un tanque de biocombustible.

<Mn: del 0,70 al 2,0 %>

55 El Mn, similar al Si, es un elemento que aumenta la resistencia de la chapa de acero mediante el fortalecimiento de la solución. Es uno de los elementos importantes para aumentar la resistencia de la chapa de acero revestida por

inmersión en caliente de la presente invención destinada a la mejora de la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario, de la tenacidad de la zona de soldadura, y de la capacidad para el revestimiento por inmersión en caliente. El Mn tiene un mecanismo para aumentar la resistencia haciendo que la estructura sea más fina y un mecanismo para aumentar la resistencia mediante el fortalecimiento de la solución, pero si el contenido de Mn es inferior al 0,70 %, no se obtiene el efecto de su adición. Además, si se complementa con otros elementos, no se pueden lograr todos los objetivos de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario, de la tenacidad de la zona de soldadura, y de la capacidad para el para el revestimiento por inmersión en caliente. Por otro lado, si el contenido de Mn supera el 2,0 %, se hace más grande la anisotropía plana del valor r , el indicador de la capacidad de embutición profunda, y se deteriora la formabilidad por prensado. Además, se forman óxidos de Mn sobre la superficie de la chapa de acero y se deteriora la capacidad para el revestimiento por inmersión en caliente. Por lo tanto, el contenido de Mn se hace del 0,70 al 2,0 %. Además, haciendo que el contenido de Mn sea el 1,0 % o más, incluso si la temperatura de acabado del laminado en caliente se hace 910°C o menos, es posible mantener la estructura de la chapa de acero, por lo que el contenido de Mn es preferiblemente del 1,0 al 2,0 %.

<P: el 0,05 % o menos>

El P es un elemento que causa poco deterioro de la trabajabilidad incluso cuando se añade, y es eficaz para aumentar la resistencia mediante el fortalecimiento de la solución. Sin embargo, el P también es un elemento que se segrega en los límites del grano para causar el deterioro de la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario y se solidifica y segrega en la zona de soldadura para causar el deterioro de la tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L. Además, el P se segrega en la superficie de la chapa de acero y degrada la capacidad para el revestimiento por inmersión en caliente por el historial térmico hasta el revestimiento por inmersión en caliente. Específicamente, si el contenido de P supera el 0,05 %, se produce la segregación. Por lo tanto, el contenido de P está restringido al 0,05 % o menos. Téngase en cuenta que el límite inferior del contenido de P no se tiene que definir particularmente, pero si hace que el contenido de P sea inferior al 0,005 %, el costo de refinación se vuelve más alto, por lo que el contenido de P se hace preferiblemente el 0,005 % o más. Además, desde el punto de vista de asegurar la resistencia, es preferible el 0,02 % o más.

<Ti: del 0,010 al 0,050 %>

El Ti tiene una alta afinidad con el C y el N, y tiene el efecto de formar carbonitruros en el momento de la solidificación o del laminado en caliente, reduciendo el C y el N disuelto en el acero, y mejorando la trabajabilidad. Sin embargo, si el contenido de Ti es inferior al 0,010 %, no se obtiene este efecto. Por otro lado, si el contenido de Ti supera el 0,050 %, se deterioran la resistencia y la tenacidad de la zona de soldadura de la unión soldada, es decir, la tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L. Por lo tanto, el contenido de Ti se hace del 0,010 al 0,050 %.

<Nb: del 0,010 al 0,040 %>

El Nb, como el Ti, tiene una alta afinidad con el C y el N, y tiene el efecto de formar carbonitruros en el momento de la solidificación o del laminado en caliente, reduciendo el C y N disuelto en el acero, y mejorando la trabajabilidad. Sin embargo, si el contenido de Nb es inferior al 0,010 %, no se obtiene este efecto. Por otro lado, si el contenido de Nb supera el 0,040 %, la temperatura de recristalización se vuelve más alta, se hace necesario el recocido a alta temperatura, y la unión soldada se deteriora en la tenacidad de la zona de soldadura. Por lo tanto, el contenido de Nb se hace del 0,010 al 0,040 %.

<B: del 0,0005 al 0,0030 %>

El B es un elemento que precipita en los límites del grano y, por lo tanto, aumenta la resistencia del límite del grano y mejora la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario. Sin embargo, cuando el contenido de B es inferior al 0,0005 %, no se obtiene el efecto.

Por otro lado, si el contenido de B supera el 0,0030 %, en el momento de la soldadura, el B se segrega en los límites del grano y, y suprime la transformación de la ferrita. La estructura de la zona de la soldadura y de su zona afectada por el calor se convierte en una estructura formada por transformación a baja temperatura, por lo que se vuelven duras esta zona de soldadura y la zona afectada por el calor, se deteriora la tenacidad y, como resultado, se deteriora la tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L.

Además, si se añade una gran cantidad de B, también se suprime la transformación de la ferrita en el momento del laminado en caliente y el resultado es una chapa de acero laminada en caliente de una estructura formada por transformación a baja temperatura, por lo que la chapa de acero laminada en caliente se vuelve más alta en resistencia y aumenta la carga en el momento del laminado en frío. Además, si el contenido de B supera el 0,0030 %, aumenta la temperatura de recristalización y se hace necesario el recocido a alta temperatura, por lo que se incurre en un aumento en los costos de producción, se vuelve mayor la anisotropía plana del valor r , un indicador de la capacidad de embutición profunda, y se deteriora la formabilidad por prensado. Por lo tanto, el contenido de B se hace del 0,0005 a 0,0030 %. A partir de las razones mencionadas anteriormente, téngase en cuenta que el intervalo preferible del contenido B es del 0,0005 al 0,0015 %.

<S: el 0,010 % o menos>

El S es una impureza que entra inevitablemente en el momento del refinado del acero. Se une con el Mn y el Ti para formar precipitados y degradar la trabajabilidad, por lo que el contenido de S se restringe al 0,010 % o menos. Téngase en cuenta que al reducir el contenido de S a menos del 0,0001 % se aumentan los costos de producción, por lo que el contenido de S se hace preferiblemente el 0,0001 % o más.

<Al: del 0,01 al 0,30 %>

El Al es un elemento usado como material desoxidante en el momento de refinar el acero, pero si el contenido de Al es inferior al 0,01 %, no se obtiene el efecto desoxidante. Sin embargo, si el contenido de Al supera el 0,30 %, se incurre en una disminución de la tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L o en una disminución de la trabajabilidad. Por lo tanto, el contenido de Al se hace del 0,01 al 0,30 %. En la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-169739, en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-169738, y en la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-277713, existe el problema de que, dado que el contenido de Al es alto, se incurre en una disminución de la tenacidad de la zona de soldadura y en una disminución de la trabajabilidad.

<N: del 0,0010 al 0,01 %>

El N es un elemento que inevitablemente entra en el momento de refinar el acero. Además, el N forma nitruros con Ti, Al y Nb. Si bien no tiene un efecto perjudicial sobre la trabajabilidad, degrada la tenacidad de la zona de soldadura. Por esta razón, el contenido de N se debe limitar al 0,01 % o menos. Por otro lado, haciendo que el contenido de N sea inferior al 0,0010 %, se aumenta el costo de producción. Por lo tanto, el contenido de N se hace del 0,0010 al 0,01 %.

<TB*: 0,03 o más>

$$TB^* = (0.11 - [Ti]) / (\ln([B] \times 10000)) \dots <A>$$

Los inventores descubrieron que cuando el valor de TB* definido por la fórmula anterior <A>, donde el contenido de Ti es [Ti] y el contenido de B es [B], se hace pequeño, la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L disminuye en su resistencia a la tracción. Cuando el valor de este TB* es 0,03 o menos, se hace notable la disminución en la resistencia a la tracción a baja temperatura. La razón es que disminuye la tenacidad a baja temperatura y se produce la fractura por fragilidad.

A continuación, se explicará el contenido de los experimentos mediante los cuales los inventores descubrieron este hecho.

Los inventores primero produjeron aceros que cambiaban en sus composiciones en los intervalos del C: del 0,0005 al 0,01 %, del Si: de más del 0,3 al 1,0 %, del Mn: del 0,70 al 3,0 %, del P: el 0,1 % o menos, del Ti: del 0,005 al 0,1 %, del Nb: el 0,1 % o menos, del B: del 0,0001 al 0,004 %, del S: el 0,010 % o menos, del Al: del 0,01 al 0,30 %, y del N: del 0,0010 al 0,01 % en un horno de fusión al vacío, calentándolos y manteniéndolos a 1.200°C durante 1 hora, luego se laminaron en caliente con una temperatura de acabado de 880 a 910°C hasta un espesor de 3,7 mm para obtener chapas laminadas en caliente. A continuación, cada chapa laminada en caliente se decapó, luego se laminó en frío para obtener una chapa laminada en frío de un espesor de 1,2 mm. Además, la chapa laminada en frío se recoció mediante un ciclo de mantenerla a una temperatura de 800°C durante 60 segundos. Esta chapa de acero se revistió con Fe-Ni a 1 g/m², luego se revistió con Sn-Zn por el método de flujo. El baño de revestimiento de aleación de Fe-Ni usado era un baño Watt de revestimiento de Ni al que se añadieron 100 g/litro de sulfato de hierro. Para el flujo, se revistió una disolución acuosa de ZnCl₂-NH₄Cl con un rodillo. El contenido de Zn del baño de revestimiento era del 7 % en peso. La temperatura del baño de revestimiento se estableció a 280°C. La deposición del revestimiento se ajustó mediante limpieza con gas después del revestimiento. Además, la chapa de acero después del revestimiento por inmersión en caliente se trató principalmente con Cr³⁺ para obtener una chapa de acero revestida por inmersión en caliente. A continuación, esta chapa de acero revestida por inmersión en caliente se usó para evaluar la tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L. Para la evaluación, se doblaron las chapas de acero revestidas por inmersión en caliente 1a, 1b, como se muestra en la Figura 1, para formar las bridas, se enfrentaron las bridas entre sí (forma de la unión en L), y la parte frontal se soldó por costura para formar una zona de soldadura 2 (zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L) para obtener una pieza de ensayo. La parte 1a y la parte 1b se fijaron por mandriles. Los ensayos de tracción (ensayos de pelado) se realizaron a una velocidad de 200 mm/min a varias temperaturas. Después de la rotura, se examinaron las superficies de fractura. La temperatura que proporciona el 50 % de cada una de fractura frágil y de fractura dúctil se encontró como la temperatura de transición dúctil-frágil. La Figura 2 es un gráfico que representa el contenido de B en las abscisas y el contenido de Ti en las ordenadas y muestra las concentraciones de estos elementos y la temperatura de transición dúctil-frágil. La temperatura de transición dúctil-frágil es preferiblemente -40°C o menos que se corresponde con la temperatura más baja del aire en regiones frías donde se usan automóviles. Es más preferible -50°C o menos.

La Figura 2 es un gráfico que muestra el efecto del Ti y del B sobre la temperatura de transición dúctil-frágil.

La abscisa en la Figura 2 muestra la cantidad de B (ppm), mientras que la ordenada muestra la cantidad de Ti (%).

Como se muestra en la Figura 2, si el valor de TB* definido por la siguiente fórmula <A> donde el contenido de Ti (%) es [Ti] y el contenido de B (%) es [B] es 0,03 o más, la temperatura de transición dúctil-frágil se puede hacer -40°C o menos. Además, es más preferible 0,035 o más.

$$TB^* = (0.11 - [Ti]) / (\ln([B] \times 10000)) \dots <A>$$

5 Se cree que las razones por las que se obtienen los resultados anteriores son las siguientes: la primera es que cuando la concentración de Ti es alta, se forma TiN y se convierte en puntos de inicio para la fractura. La Figura 5 es una fotografía que muestra un ejemplo de una superficie de fractura obtenida por fractura dando un impacto después de un ensayo de tratamiento térmico que simula una zona afectada por el calor de la soldadura. Cuando la cantidad de Ti es grande, el TiN de tamaños de aproximadamente 2 a 3 μm se convierten en puntos de partida de la fractura. La
 10 segunda razón es que si aumenta el B, la zona afectada por el calor de soldadura aumenta en dureza o se expande la región endurecida, por lo que la deformación se hace difícil cuando actúa una fuerza de tracción sobre la zona de soldadura al pelado de la unión en L como se muestra en la Figura 1. La tensión se concentra parcialmente debido a este principio, por lo que la tensión se vuelve extremadamente alta localmente y se cree que reduce la tenacidad. Debido a los resultados experimentales y a las deducciones anteriores, en la presente invención, el valor de TB* se
 15 hace 0,03 o más, preferiblemente 0,035 o más. El límite superior se hizo 0,06 debido a los intervalos del Ti y del B.

$$<[P] \leq 10 \times [B] + 0.03 \dots \dots >$$

Los inventores descubrieron que controlando el contenido del P ([P]) y el contenido del B ([B]) a una relación específica, se hace excelente la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario. A continuación, se explicará el contenido de los experimentos que descubren este hecho.

20 Los inventores primero produjeron aceros que cambiaban en sus composiciones en los intervalos del C: del 0,0005 al 0,01 %, del Si: de más del 0,3 al 1,0 %, del Mn: del 0,70 al 3,0 %, del P: el 0,1 % o menos, del Ti: del 0,005 al 0,1 %, del Nb: el 0,1 % o menos, del B: del 0,0001 al 0,004 %, del S: el 0,010 % o menos, del Al: del 0,01 al 0,30 %, y del N: del 0,0010 al 0,01 % en un horno de fusión al vacío, calentándolos y manteniéndolos a 1.200°C durante 1 hora, luego se laminaron en caliente con una temperatura de acabado de 880 a 910°C a un espesor de 3,7 mm para obtener
 25 chapas laminadas en caliente.

A continuación, se decapó cada chapa laminada en caliente, luego se laminó en frío para obtener una chapa laminada en frío de un espesor de 1,2 mm.

Además, la chapa laminada en frío se recoció mediante un ciclo de mantenerla a una temperatura de 800°C durante 60 segundos. Esta chapa de acero se revistió con Fe-Ni a 1 g/m², luego se revistió con Sn-Zn por el método de flujo. El baño de revestimiento de aleación de Fe-Ni usado era un baño Watt de revestimiento de Ni al que se añadieron 100 g/litro de sulfato de hierro. Para el flujo, se revistió una disolución acuosa de ZnCl₂-NH₄Cl con un rodillo. El contenido de Zn del baño de revestimiento era del 7 % en peso. La temperatura del baño de revestimiento se hizo 280°C. La deposición del revestimiento se ajustó mediante limpieza con gas después del revestimiento. Además, la chapa de acero después del revestimiento por inmersión en caliente se trató principalmente mediante Cr³⁺ para obtener
 30 chapa de acero revestida por inmersión en caliente.

A continuación, esta chapa de acero revestida por inmersión en caliente se usó para evaluar la temperatura de la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario. La resistencia a la fragilidad del trabajo secundario se evaluó cortando la chapa de acero revestida por inmersión en caliente a un diámetro de 95 mm para dar una relación de estiramiento de 1,9, luego se embutió esta mediante embutido por copa cilíndrica mediante un punzón con un diámetro exterior de 50 mm, colocando la copa de embutido sobre una base cónica de 30° como se muestra en la Figura 3, dejando caer un peso de 5 kg desde una posición de una altura de 1 m bajo diversas condiciones de temperatura, y encontrando la temperatura más baja donde no se rompe la copa (temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario). La Figura 4 es un gráfico que representa el contenido de B en la abscisa y el contenido de P en la ordenada y muestra las concentraciones de los elementos y la temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario. El material de un tanque generalmente se trabaja en una cantidad correspondiente a una relación de estirado de 1,9 o menos, por lo que la temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario después del conformado en una proporción de estirado de 1,9 es preferiblemente -40°C o menos, que se corresponde con la temperatura más baja del aire en regiones frías donde se usan automóviles. Además, es más preferible -50°C o menos.

La Figura 4 es un gráfico que muestra los efectos del P y del B sobre la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario.

50 La abscisa en la Figura 4 muestra la cantidad de B (ppm), mientras que la ordenada muestra la cantidad de P (%).

Como se muestra en la Figura 4, al satisfacer la siguiente fórmula donde el contenido de P (%) es [P] y el contenido de B (%) es [B], es posible hacer que la temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario después del conformado por una relación de estiramiento del 1,9 sea -50°C o menos:

$$[P] \leq 10 \times [B] + 0.03 \dots \dots $$

55 <Cu: del 0,01 al 1 %, Ni: del 0,01 al 1 %, Cr: del 0,01 al 1 %, Mo: del 0,001 al 1 %>

ES 2 784 014 T3

Los inventores descubrieron que utilizando efectivamente Cu, Ni, Cr y Mo, se asegura la resistencia a la tracción, se reduce el YP (por sus siglas en inglés), y se mejora la trabajabilidad.

5 Sin embargo, con el Cu, Ni y Cr inferiores al 0,01 %, no se obtiene este efecto. Con el Mo inferior al 0,001 %, no se obtiene este efecto. Por otro lado, si supera el 1 %, aumenta el costo de la aleación y se incurre en una disminución de la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario y en la tenacidad de la zona de soldadura al pelado de la unión en L. Por lo tanto, los elementos de Cu, Ni, Cr y Mo se hacen el 0,01 al 1 %.

<As ≤ 0,012 %, Sn ≤ 0,010 %, Pb ≤ 0,004 %, Sb ≤ 0,004 %, As+Sn+Pb+Sb ≤ 0,02 %>

10 Los inventores descubrieron que la zona de soldadura de la brida disminuye en tenacidad cuando el As que se segrega fácilmente en los límites de grano supera el 0,012 %, cuando el Sn supera el 0,010 %, cuando el Pb supera el 0,004 %, cuando el Sb supera el 0,004 %, o cuando el total de As, Sn, Pb y Sb supera el 0,02 %. Por lo tanto, el As se limita al 0,012 %, el Sn al 0,010 %, el Pb al 0,004 % y el Sb al 0,004 % como límites superiores y el total de As, Sn, Pb y Sb se limita al 0,02 % como límite superior.

Téngase en cuenta que el resto en la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de la presente invención, es decir, los ingredientes distintos de los elementos anteriores, se compone de Fe e impurezas inevitables.

15 En la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de la presente invención, al hacer que el contenido de los elementos esté dentro de intervalos específicos como se explicó anteriormente, es posible proporcionar una chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente con una resistencia a la tracción de 380 MPa a menos de 540 MPa, con un formabilidad por prensado que permite su uso en el campo del automóvil, en particular en aplicaciones de tanques de combustible, y superior en tenacidad a baja temperatura y un método de producción de la misma. Debido a estos efectos, es posible el aumento de la resistencia de la chapa de acero, la mejora de la eficiencia del combustible mediante la reducción en el peso del chasis del automóvil y, en particular, se hacen posibles la reducción del peso del tanque de combustible y diseños más complejos del chasis. Estos efectos son industrial y extremadamente grandes.

25 A continuación, se explicará el método de producción de la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de la presente invención. Cuando se produce la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de la presente invención, primero, se cargan los materiales preparados para proporcionar la composición de acero anterior en un convertidor o en un horno eléctrico y se tratan mediante desgasificación al vacío para obtener las losas. A continuación, las losas se laminan en caliente en condiciones de calentamiento de 1.050°C a 1.245°C en 5 horas, una temperatura de acabado de temperatura Ar₃ a 910°C, y una temperatura de bobinado de 750°C o menos para obtener bobinas laminadas en caliente. El calentamiento para el laminado en caliente debe ser de al menos 1.050°C para asegurar la temperatura de laminado. Para suprimir la formación de TiN grueso que causa una disminución en la tenacidad o para suprimir el engrosamiento de los granos de la austenita y además para suprimir los costos de calentamiento, el calentamiento se realiza a 1.245°C o menos durante 5 horas o menos. En particular, el TiN grueso conduce a una disminución de la tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L, por lo que son importantes la limitación de TB* anterior y las condiciones de calentamiento. La Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-277713 y la Publicación de Patente Japonesa (A) n.º 2007-277714 son la técnica para mejorar las propiedades del material matriz, pero dependiendo de las condiciones de calentamiento o de las condiciones TB*, la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L disminuye en tenacidad. Además, si la temperatura de acabado en el laminado en caliente es menor que la temperatura Ar₃, se ve afectada la trabajabilidad de la chapa de acero, por lo que la temperatura de acabado del laminado en caliente se convierte en la temperatura Ar₃ o más. Además, al hacer que la temperatura de acabado en laminado en caliente sea de 910°C o menos, es posible controlar la estructura de la chapa de acero y mejorar la tenacidad a baja temperatura. Además, si la temperatura de bobinado después del laminado en caliente se hace a una temperatura alta de más de 750°C, disminuye la resistencia de la chapa de acero después del laminado en frío y del recocido, por lo que la temperatura de bobinado se hace 750°C o menos.

45 A continuación, la bobina laminada en caliente preparada por el método anterior se descascarilla según necesidad, luego se lamina en frío a una relación de laminación en frío del 50 % o más para obtener una bobina laminada en frío de un espesor de chapa predeterminado. En este momento, si la relación de laminación en frío es inferior al 50 %, disminuye la resistencia de la chapa de acero después del recocido y se deteriora la capacidad de embutido profundo. Téngase en cuenta que esta relación de laminación en frío es preferiblemente del 65 al 80 %. Debido a esto, se obtiene una chapa de acero revestida por inmersión en caliente muy superior en resistencia y capacidad de embutido profundo.

50 Después de esto, la bobina laminada en frío se recuece a una temperatura de la temperatura de recristalización o más. En este momento, cuando la temperatura de recocido es menor que la temperatura de recristalización, no se desarrolla una buena textura y se deteriora la capacidad de embutido profundo. Por otro lado, si aumenta la temperatura de recocido, disminuye la resistencia de la chapa de acero, por lo que el recocido se realiza preferiblemente a una temperatura de 850°C o menos.

A continuación, la superficie de la bobina laminada en frío se reviste por inmersión en caliente para obtener una chapa de acero revestida por inmersión en caliente. Este revestimiento por inmersión en caliente se puede realizar durante el enfriamiento después del recocido o después del recalentamiento después del recocido. Además, como metal

revestido por inmersión en caliente sobre la superficie de la bobina laminada en frío, se puede mencionar Zn, aleación de Zn, Al, aleación de Al, Sn-Zn, etc. En la invención, la capa revestida por inmersión en caliente es una capa revestida por inmersión en caliente de Sn-Zn. Pero cuando se hace hincapié en la resistencia a la corrosión, la capa de revestimiento por inmersión en caliente se compone preferiblemente del 1 al 8,8 % de Zn y un resto de Sn: del 91,2 al 99,0 % e impurezas inevitables, y la deposición del revestimiento es preferiblemente de 10 a 150 g/m² por cada lado. Las razones para la limitación de la composición del revestimiento son las siguientes: Primero, existe la razón de la limitación del Zn de la composición del revestimiento. Este se limita por el equilibrio de la resistencia a la corrosión en la superficie interior y en la superficie exterior del tanque de combustible. La superficie exterior de un tanque de combustible requiere una completa capacidad de protección contra la corrosión, por lo que el tanque de combustible se pinta después de su conformado. Por lo tanto, el espesor del revestimiento determina la capacidad de protección contra la corrosión. Pero en el material, el óxido rojo se evita por el efecto de protección contra la corrosión de la capa de revestimiento. En particular, en lugares con escaso alcance de la pintura, el efecto de protección contra la corrosión de esta capa de revestimiento se vuelve extremadamente importante. El Zn se añade a un revestimiento a base de Sn para disminuir el potencial de la capa de revestimiento para impartir una capacidad de protección contra la corrosión de sacrificio. Por esta razón, es necesaria la adición del 1 % en masa o más de Zn. La adición excesiva de Zn por encima del 8,8 % en masa, punto eutéctico binario del Sn-Zn, promueve el crecimiento de cristales gruesos de Zn, provoca un aumento en el punto de fusión, conduce al crecimiento excesivo de una capa de compuesto intermetálico por debajo del revestimiento (llamada "capa de aleación"), etc., por lo que la cantidad debe ser el 8,8 % en masa o menos. Los cristales gruesos de Zn no son un problema en términos de la capacidad de protección contra la corrosión de sacrificio del Zn, pero causan fácilmente la corrosión selectiva en las partes cristalinas de Zn gruesas. Además, el crecimiento de una capa de un compuesto intermetálico por debajo del revestimiento conduce a un agrietamiento más fácil del revestimiento en el momento del conformado por prensado y a un menor efecto de protección contra la corrosión de la capa de revestimiento, ya que los compuestos intermetálicos en sí mismos son extremadamente frágiles.

Por otro lado, la corrosión en la superficie interior de un tanque de combustible no es un problema en el caso de la gasolina ordinaria, pero en el caso de entrada de agua, entrada de iones de cloro, la oxidación y degradación de la gasolina y la producción resultante de ácidos carboxílicos orgánicos, etc. se puede crear un ambiente corrosivo más severo. Si la corrosión por picadura hace que la gasolina se filtre hacia el exterior del tanque de combustible, esto podría provocar un accidente grave. Por lo tanto, se debe evitar por completo dicha corrosión. Los inventores prepararon una gasolina degradada que contenía los ingredientes promotores de la corrosión anteriores y examinaron el rendimiento de la chapa de acero en diversas condiciones, con lo cual se confirmó que un revestimiento de aleación de Sn-Zn que contenía Zn: 8,8 % en masa o menos exhibe una resistencia a la corrosión extremadamente superior.

En el caso de Sn puro, que no contiene Zn o con un contenido de Zn de menos del 1 % en masa, el metal de revestimiento no tiene una acción de protección contra la corrosión de sacrificio contra el metal de hierro desde el principio cuando se expone en un ambiente corrosivo, por lo que se convierten en problemas la corrosión en las partes con orificios en el revestimiento en la superficie interior del tanque de combustible y la formación temprana de óxido rojo en la superficie exterior del tanque. Por otro lado, si el Zn está contenido en una gran cantidad superior al 8,8 % en masa, el Zn se disuelve preferentemente y se producen productos de corrosión en grandes cantidades en poco tiempo, por lo que existe el problema de que los carburadores se obstruyan fácilmente.

Además, en términos de rendimiento que no sea la resistencia a la corrosión, un aumento en el contenido de Zn hace que la capa de revestimiento disminuya en la trabajabilidad y resta valor a la característica de un revestimiento a base de Sn, es decir, una buena formabilidad por prensado. Además, un aumento en el contenido de Zn hace que aumente el punto de fusión de la capa de revestimiento y disminuya en gran medida la soldabilidad debido a los óxidos de Zn.

Por lo tanto, el contenido de Zn en el revestimiento de aleación de Sn-Zn en la presente invención está preferiblemente en el intervalo del 1 al 8,8 % en masa, más preferiblemente, para obtener una acción de protección contra la corrosión de sacrificio suficiente, en el intervalo del 3,0 al 8,8 % en peso.

Con una cantidad de deposición de este revestimiento de Sn-Zn de 10 g/m² por cada lado o menos, no se puede asegurar una buena resistencia a la corrosión. Una deposición de 150 g/m² o más provoca un aumento en los costos y conduce a defectos de forma, y a un espesor desigual, y a una consecuente disminución en la soldabilidad. Por lo tanto, la cantidad de deposición del revestimiento de Sn-Zn se hizo de 10 a 150 g/m² por cada lado.

Además, para mejorar la capacidad para el revestimiento, es eficaz el revestimiento previo con Fe-Ni antes del revestimiento para mejorar la humectabilidad del revestimiento de Sn-Zn, haciendo que el cristal primario de Sn sea más fino en grano, y mejorar la resistencia a la corrosión. Este revestimiento previo es una tecnología importante para usar efectivamente el Si y el Mn, que degradan la capacidad para el revestimiento, para aumentar la resistencia. Esta es también el rasgo característico de la presente aplicación. Una deposición a un lado de 0,2 g/m² o más es preferible en términos de humectabilidad para el revestimiento, mientras que la relación de Ni es preferiblemente del 10 al 70 % en masa desde el punto de vista de hacer que el cristal primario de Sn sea más fino. Además, la chapa de acero revestida por inmersión en caliente preparada por el método anterior, según necesidad, se galvaniza adicionalmente en la superficie, y luego se envía. Incluso en el caso del Zn, de una aleación de Zn, de Al, de una aleación de Al o de otro revestimiento por inmersión en caliente que no sea el Sn-Zn, el revestimiento previo de Fe-Ni tiene el efecto de mejorar la humectabilidad del revestimiento.

Ejemplos

A continuación, se darán los ejemplos y ejemplos comparativos de la presente invención para explicar específicamente los efectos de la presente invención.

- 5 En los ejemplos, se produjeron aceros de las composiciones mostradas en la siguiente Tabla 1, Tabla 2 (Continuación 1 de la Tabla 1), Tabla 3 (Continuación 2 de la Tabla 1), y Tabla 4 (Continuación 3 de la Tabla 1), se calentaron, mantuvieron a 1.240°C, y luego se laminaron en caliente bajo condiciones de temperatura de acabado de laminado en caliente de 860 a 910°C y a una temperatura de bobinado de 630 a 670°C para obtener chapas laminadas en caliente de un espesor de 3,7 mm. A continuación, se decaparon las chapas laminadas en caliente, y luego se laminaron en frío para obtener chapas laminadas en frío de un espesor de 1,2 mm.
- 10 Además, las chapas laminadas en frío se recoció mediante un ciclo de mantenerlas a una temperatura de 760 a 820°C durante 60 segundos para obtener chapas de acero recocidas. Las chapas de acero se revistieron con Fe-Ni a 1 g/m.² por cada lado, luego se revistieron con Sn-Zn por el método de flujo. El baño de revestimiento de aleación de Fe-Ni usado era un baño Watt de revestimiento de Ni al que se añadieron 100 g/litro de sulfato de hierro. Para el flujo, se revistió una disolución acuosa de ZnCl₂-NH₄Cl con un rodillo. La composición del Zn del baño de revestimiento se ajustó como en la Tabla 5 mediante limpieza con gas después del revestimiento. Además, las chapas de acero después del revestimiento por inmersión en caliente se trataron principalmente mediante Cr³⁺ para obtener chapas de acero revestidas de Sn-Zn por inmersión en caliente de los ejemplos de la invención y de los ejemplos comparativos.
- 15 Además, algunas de las chapas de acero se galvanizaron por inmersión en caliente durante el enfriamiento después de dicho recocido. Téngase en cuenta que los restos en las composiciones de acero que se muestran en las siguientes Tablas 1 a 4 eran Fe e impurezas inevitables. Además, los datos subrayados en las siguientes Tablas 1 a 4 muestran valores fuera del intervalo de la presente invención.
- 20 El acero n.º 4, 5 y 14 se dan como referencia.

Tabla 1

	Acero n.º	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	B	N
Ej.	1	0,0025	0,65	1,23	0,041	0,003	0,030	0,018	0,030	0,0013	0,0023
	2	0,0006	0,82	1,46	0,049	0,002	0,043	0,011	0,025	0,0023	0,0025
	3	0,0022	0,62	1,02	0,034	0,004	0,051	0,024	0,018	0,0008	0,0021
	4	0,0021	0,65	1,36	0,007	0,002	0,055	0,018	0,015	0,0007	0,0025
	5	0,0029	0,31	1,58	0,040	0,005	0,030	0,028	0,035	0,0015	0,0037
	6	0,0020	0,70	1,39	0,032	0,002	0,045	0,020	0,029	0,0013	0,0020
	7	0,0015	0,93	1,22	0,018	0,003	0,034	0,012	0,039	0,0025	0,0011
	8	0,0024	0,55	1,03	0,035	0,004	0,049	0,022	0,025	0,0019	0,0012
	9	0,0010	0,90	0,75	0,025	0,003	0,030	0,015	0,025	0,0010	0,0010
	10	0,0030	0,80	1,45	0,015	0,003	0,150	0,025	0,035	0,0015	0,0040
	11	0,0022	0,70	1,37	0,032	0,003	0,047	0,022	0,030	0,0013	0,0020
	12	0,0020	0,55	1,20	0,027	0,005	0,062	0,010	0,015	0,0024	0,0020
	13	0,0013	0,70	1,50	0,010	0,002	0,053	0,021	0,038	0,0005	0,0042
	14	0,0030	0,45	2,00	0,011	0,001	0,072	0,010	0,024	0,0029	0,0035
	15	0,0048	1,00	0,82	0,031	0,006	0,041	0,015	0,030	0,0007	0,0034
	16	0,0040	0,65	1,35	0,010	0,004	0,035	0,029	0,033	0,0008	0,0005
	17	0,0035	0,61	1,03	0,021	0,002	0,050	0,022	0,020	0,0006	0,0033
	18	0,0018	0,76	1,56	0,014	0,004	0,046	0,010	0,024	0,0024	0,0021
	19	0,0034	0,52	1,12	0,031	0,002	0,049	0,016	0,016	0,0018	0,0027
	20	0,0022	0,72	0,89	0,022	0,001	0,036	0,019	0,026	0,0013	0,0017

ES 2 784 014 T3

Tabla 2 (Continuación 1 de la Tabla 1)

	Cu	Ni	Cr	Mo	As	Sn	Pb	Sb	As+Sn+Pb+Sb	TB*	10× [B] +0,03
Ej.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,036	0,043
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,032	0,053
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,041	0,038
	0,02	-	-	-	-	-	-	-	-	0,047	0,037
	-	0,030	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,045
	-	-	0,040	-	-	-	-	-	-	0,035	0,043
	-	-	-	0,005	-	-	-	-	-	0,030	0,055
	-	0,020	0,020	-	-	-	-	-	-	0,030	0,049
	0,21	0,02	-	-	-	-	-	-	-	0,041	0,040
	-	-	0,22	0,18	-	-	-	-	-	0,031	0,045
	0,02	-	-	0,005	-	-	-	-	-	0,034	0,043
	-	0,28	0,18	0,20	-	-	-	-	-	0,031	0,054
	0,01	0,28	0,02	-	-	-	-	-	-	0,055	0,035
	0,02	0,48	0,18	0,15	-	-	-	-	-	0,030	0,059
	0,02	-	-	-	0,002	-	-	-	0,002	0,049	0,037
	-	-	0,18	0,20	-	0,004	-	-	0,004	0,039	0,038
	0,01	0,28	-	-	-	-	0,002	-	0,002	0,049	0,036
	-	0,48	0,18	0,15	-	-	-	0,001	0,001	0,031	0,054
0,21	0,02	0,31	-	0,010	0,001	-	-	0,011	0,033	0,048	
0,02	0,90	0,05	0,005	0,002	0,005	0,002	0,003	0,012	0,035	0,043	

Tabla 3 (Continuación 2 de la Tabla 1)

	Acero n.º	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	B	N
Ej. Comp.	21	<u>0,0068</u>	0,51	1,32	0,045	0,003	0,030	0,021	0,035	0,0020	0,0025
	22	0,0014	<u>1,36</u>	0,70	0,050	0,002	0,044	0,010	0,018	0,0029	0,0031
	23	0,0011	0,44	<u>2,32</u>	0,036	0,004	0,065	0,022	0,022	0,0011	0,0028
	24	0,0035	0,33	0,85	<u>0,081</u>	0,005	0,025	0,024	0,020	0,0008	0,0026
	25	0,0024	0,86	1,02	0,015	0,003	0,066	<u>0,004</u>	0,033	0,0027	0,0022
	26	0,0032	0,99	0,71	0,035	0,004	0,025	<u>0,088</u>	0,031	0,0022	0,0030
	27	0,0022	0,45	1,55	0,033	0,002	0,041	0,026	<u>0,003</u>	0,0015	0,0041
	28	0,0023	0,69	1,55	0,022	0,005	0,033	0,019	0,015	<u>0,0003</u>	0,0032
	29	0,0024	0,87	1,40	0,025	0,004	0,029	0,018	0,013	<u>0,0060</u>	0,0020
	30	0,0019	0,44	1,13	0,050	0,003	0,049	0,030	0,025	0,0010	0,0019
	31	0,0031	0,62	0,93	<u>0,062</u>	0,002	0,037	0,024	0,030	0,0021	0,0015
	32	0,0034	0,46	1,50	0,033	0,008	0,044	0,020	0,015	0,0015	0,0036
	33	0,0005	0,78	0,98	0,027	0,002	0,033	0,013	0,025	0,0021	0,0067
	34	0,0013	<u>0,20</u>	1,64	0,018	0,003	<u>0,921</u>	0,018	0,030	0,0012	0,0018
	35	0,0035	0,35	1,34	0,050	0,004	0,076	0,023	0,034	0,0007	0,0023

ES 2 784 014 T3

	36	0,0024	0,88	0,79	0,025	0,002	0,121	0,015	0,019	0,0016	0,0088
	37	0,0019	0,97	1,05	0,045	0,009	0,037	0,017	0,022	0,0023	0,0046
	38	0,0042	0,67	1,23	0,031	0,003	0,046	0,020	0,028	0,0009	0,0021

Tabla 4 (Continuación 3 de la Tabla 1)

	Cu	Ni	Cr	Mo	As	Sn	Pb	Sb	As+Sn+Pb+Sb	TB*	10× [B] +0,03
Ej. Comp.	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,050
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,030	0,059
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,037	0,041
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,041	<u>0,038</u>
	0,01	-	0,02	0,005	-	-	-	-	-	0,032	0,057
	-	0,03	0,01	0,005	-	-	-	-	-	<u>0,007</u>	0,052
	0,02	0,01	-	-	-	-	-	-	-	0,031	0,045
	-	0,02	-	0,005	0,005	-	-	0,002	0,007	<u>0,083</u>	0,033
	0,02	-	-	-	0,001	0,005	0,003	0,003	0,012	<u>0,022</u>	0,090
	0,01	0,02	-	0,005	0,008	0,001	0,002	-	0,011	0,035	0,040
	-	-	0,02	-	0,001	-	0,002	0,001	0,004	<u>0,028</u>	<u>0,051</u>
	-	0,03	-	-	<u>0,015</u>	-	-	-	0,015	0,033	0,045
	0,15	0,02	0,24	0,006	-	<u>0,015</u>	-	-	0,015	0,032	0,051
	-	0,65	-	0,012	-	-	<u>0,008</u>	-	0,008	0,037	0,042
	0,01	0,04	0,05	0,008	-	-	-	<u>0,017</u>	0,017	0,045	<u>0,037</u>
	0,12	0,15	-	0,008	0,006	<u>0,012</u>	<u>0,009</u>	0,003	<u>0,030</u>	0,034	0,046
0,03	0,01	0,55	-	<u>0,014</u>	0,004	0,003	<u>0,010</u>	<u>0,031</u>	0,030	0,053	
-	0,18	0,02	0,005	0,010	0,005	0,004	0,003	<u>0,022</u>	0,041	0,039	

Tabla 5

	Acero n.º	Composición del revestimiento	Deposición del revestimiento
Ej.	1	Sn - 8 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	2	Sn - 7 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	3	Sn - 6 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	4	Zn	40 g/m ² (un lado)
	5	Sn - 4 % en masa de Zn	45 g/m ² (un lado)
	6	Sn - 3 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	7	Sn - 8 % en masa de Zn	50 g/m ² (un lado)
	8	Sn - 7 % en masa de Zn	65 g/m ² (un lado)
	9	Sn - 6 % en masa de Zn	70 g/m ² (un lado)

ES 2 784 014 T3

	10	Sn - 5 % en masa de Zn	70 g/m ² (un lado)
	11	Sn - 4 % en masa de Zn	60 g/m ² (un lado)
	12	Sn - 3 % en masa de Zn	80 g/m ² (un lado)
	13	Sn - 2 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	14	Sn - 2 % en masa de Zn	80 g/m ² (un lado)
	15	Sn - 7 % en masa de Zn	120 g/m ² (un lado)
	16	Sn - 7 % en masa de Zn	130 g/m ² (un lado)
	17	Sn - 7 % masa de Zn	12 g/m ² (un lado)
	18	Sn - 7 % en masa de Zn	145 g/m ² (un lado)
	19	Sn - 1,2 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	20	Sn - 8,5 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
Ej. Comp.	21	Sn - 8 % en masa de Zn	40 g/m ² (un lado)
	22	Sn - 7 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	23	Sn - 6 % en masa de Zn	40 g/m ² (un lado)
	24	Sn - 7 % en masa de Zn	50 g/m ² (un lado)
	25	Sn - 6 % en masa de Zn	20 g/m ² (un lado)
	26	Sn - 7 % en masa de Zn	60 g/m ² (un lado)
	27	Zn	40 g/m ² (un lado)
	28	<u>Sn - 0,5 % en masa de Zn</u>	100 g/m ² (un lado)
	29	<u>Sn - 15 % en masa de Zn</u>	30 g/m ² (un lado)
	30	Sn - 7 % en masa de Zn	<u>200 g/m² (un lado)</u>
	31	Sn - 7 % en masa de Zn	<u>5 g/m² (un lado)</u>
	32	Sn - 7 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	33	Sn - 7 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	34	Sn - 7 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	35	Sn - 7 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	36	Sn - 7 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	37	Sn - 7 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)
	38	Sn - 7 % en masa de Zn	30 g/m ² (un lado)

A continuación, para las chapas de acero revestidas por inmersión en caliente de los ejemplos de la invención y de los ejemplos comparativos preparados por el método anterior se evaluaron las propiedades de tracción, el valor r, un indicador de capacidad de embutido profundo, la resistencia a la fragilidad del trabajo secundario, la tenacidad a baja

temperatura de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L, y la capacidad para el revestimiento. A continuación, se explicarán los métodos de evaluación.

5 Las propiedades de tracción se evaluaron realizando un ensayo de tracción usando una pieza de ensayo JIS n.º 5 obtenida a partir de cada chapa de acero revestida por inmersión en caliente de modo que la dirección de tracción era paralela a la dirección del laminado, y determinando la resistencia a la tracción TS (por sus siglas en inglés) y el alargamiento El (por sus siglas en inglés). Además, se evaluó como apta una chapa de acero con una resistencia a la tracción TS (por sus siglas en inglés) de 440 MPa o más, y un alargamiento El (por sus siglas en inglés) del 33 % o más.

10 El valor r se evaluó obteniendo una pieza de ensayo JIS n.º 5 a partir de cada chapa de acero revestida por inmersión en caliente en cada una de las tres direcciones de la dirección paralela a la dirección del laminado, en la dirección a 45° del laminado, y en la dirección perpendicular al laminado, y midiendo el valor r para cada pieza de ensayo. Además, cuando el valor r paralelo a la dirección del laminado es r_0 , el valor r en la dirección a 45° es r_{45} , y el valor r en la dirección perpendicular es r_{90} , este valor r se evaluó mediante el valor promedio r_{ave} de las direcciones encontradas mediante la siguiente fórmula <C>. Téngase en cuenta que, en esta realización, una chapa de acero con un r_{ave} de 1,40 o más se evaluó como apta.

$$r_{ave} = (r_0 + 2 \times r_{45} + r_{90}) / 4 \dots \dots \dots \langle C \rangle$$

20 La resistencia a la fragilidad del trabajo secundario se evaluó cortando una chapa de acero revestida por inmersión en caliente hasta un diámetro de 95 mm, luego estirando esta muestra mediante embutido con una copa cilíndrica mediante un punzón con un diámetro exterior de 50 mm, colocando la copa de estirado en una base cónica de 30°C como la mostrada en la Figura 3, dejando caer un peso de 5 kg desde una posición de una altura de 1 m bajo diversas condiciones de temperatura, y encontrando la temperatura más baja donde no se rompe la copa (temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario). Esta temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario cambia según el espesor de la chapa de acero y el método de ensayo, pero en la presente realización donde el espesor de la chapa de acero laminado en frío es de 1,2 mm, -50°C o menos se evaluó como apta.

25 La tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L se evaluó doblando las bridas a la forma de la pieza de ensayo mostrada en la Figura 1, fijando la parte 1a y la parte 1b mediante mandriles, realizando los ensayos de tracción a una velocidad de 200 mm/min a diversas temperaturas, examinando las superficies de fractura después de la rotura, y encontrando la temperatura que daba el 50 % de cada una de fractura frágil y de fractura dúctil como la temperatura de transición dúctil-frágil. En esta realización, una chapa de acero de -40°C o menos se evaluó como apta.

Además, la capacidad para el revestimiento se evaluó observando visualmente la superficie de la chapa de acero revestida por inmersión en caliente y examinando el estado de la deposición del revestimiento. Específicamente, las chapas de acero con ausencia de defectos de no revestimiento se evaluaron como "○ (buena)" y las chapas de acero con defectos de no revestimiento como "× (pobre)".

35 Además, se evaluó la resistencia a la corrosión simulando la superficie interior de un tanque de combustible. La disolución de ensayo de corrosión se preparó añadiendo un 10 % en volumen de agua a gasolina degradada de forma acelerada que se dejó reposar a 100°C durante 24 horas en un recipiente a presión. En 350 ml de esta solución corrosiva, se sumergió una chapa de acero revestida por inmersión en caliente estirada con un cordón (relación de reducción del espesor del 15 %, 30 mm × 35 mm, cara frontal y sello posterior) para un ensayo de corrosión a 45°C × 40 3 semanas y se midió la cantidad de iones de Zn eluidos. Una chapa de acero con una cantidad de elución de menos de 200 ppm se consideró como "◎ (muy buena)", de 200 a menos de 250 ppm como "○ (buena)", de 250 a 300 ppm como "△ (regular)", y de más de 300 ppm como "× (pobre)". Los resultados de las evaluaciones anteriores se muestran todos juntos en la siguiente Tabla 6.

Tabla 6

Acero n.º	Propiedades de tracción			r _{ave}	Temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario (°C)	Temperatura de transición dúctil-frágil de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L (°C)	Revestimiento	Resistencia a la corrosión
	Punto de fluencia YP (MPa)	Resistencia a la tracción TS (MPa)	Elongación El (MPa)					
1	332	452	36,3	1,63	-50	-50	o	⊙
2	331	453	36,2	1,62	-50	-40	o	⊙
3	334	462	35,1	1,61	-50	-50	o	⊙
4	291	448	37,0	1,67	-60	-60	o	Δ
5	294	452	36,1	1,61	-60	-40	o	o
6	294	464	35,0	1,60	-70	-50	o	⊙
7	301	467	34,0	1,56	-80	-40	o	⊙
8	297	449	37,4	1,68	-50	-40	o	⊙
9	301	453	36,4	1,64	-60	-60	o	⊙
10	303	462	36,1	1,61	-70	-40	o	⊙
11	298	443	38,0	1,69	-60	-40	o	⊙
12	302	456	36,0	1,59	-70	-40	o	⊙
13	305	461	36,4	1,63	-60	-40	o	⊙
14	307	464	35,0	1,61	-90	-50	o	⊙
15	305	459	35,9	1,64	-60	-40	o	⊙
16	301	454	37,0	1,65	-70	-60	o	⊙
17	304	464	35,2	1,62	-60	-50	o	⊙
18	298	459	35,7	1,63	-80	-40	o	⊙
19	301	454	36,9	1,63	-70	-40	o	⊙
20	305	448	37,3	1,67	-70	-50	o	⊙
21	330	444	30,4	1,12	-50	-30	o	⊙
22	335	484	33,2	1,54	-50	-30	x	-

Ej.

Ej.
Comp.

23	333	479	31,5	1,25	-60	-30	x	-
24	336	445	37,5	1,63	-10	-10	o	o
25	306	451	32,7	1,22	-80	-40	o	o
26	306	450	32,4	1,38	-60	-10	o	o
27	303	452	31,2	1,27	-60	-40	o	Δ
28	307	461	36,2	1,57	-20	-60	o	o
29	312	481	32,1	1,34	-30	-10	o	o
30	298	460	36,3	1,64	-30	-30	o	o
31	304	459	36,3	1,62	-30	-20	o	o
32	304	453	37,2	1,63	-40	-20	o	o
33	301	451	37,3	1,64	-40	-20	o	o
34	293	445	37,5	1,67	-50	-30	o	x
35	297	451	37,1	1,64	-30	-20	o	o
36	301	453	36,7	1,61	-40	-20	o	o
37	303	463	36,1	1,59	-40	-10	o	o
38	312	459	37,0	1,63	-40	-20	o	o

- 5 Como se muestra en la Tabla 6 anterior, la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 1 de los ejemplos de la invención dentro del intervalo de la presente invención tenía una buena capacidad para el revestimiento, tenía características superiores de trabajo de un alargamiento El (por sus siglas en inglés) del 36,3 % y un valor promedio r_{ave} del valor r de 1,63, y era excelente tanto en la temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario como en la temperatura de transición dúctil-frágil de la zona de soldadura de costura de la brida a baja temperatura.
- La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 2 de los ejemplos de la invención dentro del intervalo de la presente invención también tenía características superiores de un alargamiento El (por sus siglas en inglés), un indicador de trabajabilidad, del 36,2 % y un r_{ave} de 1,62, y era superior en capacidad para el revestimiento, en resistencia a la fragilidad del trabajo secundario, y en tenacidad de la zona de soldadura de costura de la brida.
- 10 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 3 de los ejemplos de la invención dentro del intervalo de la presente invención también tenía características superiores de un alargamiento El (por sus siglas en inglés), un indicador de trabajabilidad, del 35,1 %, y un r_{ave} de 1,61, y era superior en capacidad para el revestimiento, en resistencia a la fragilidad del trabajo secundario, y en tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L.
- 15 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 4 de los ejemplos dentro del intervalo de la presente invención tenía una buena capacidad para el revestimiento, tenía características superiores de trabajabilidad de un alargamiento El (por sus siglas en inglés) del 37,0 % y un valor promedio r_{ave} del valor r de 1,67, y era superior tanto en la temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario como en la temperatura de transición dúctil-frágil de una zona de soldadura de costura de brida a baja temperatura. Sin embargo, dado que este es un revestimiento de Zn, es inferior en resistencia a la corrosión en comparación con los otros ejemplos de la invención.
- 20 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 5 de los ejemplos dentro del intervalo de la presente invención también tenía características superiores de un alargamiento El (por sus siglas en inglés), un indicador de la trabajabilidad, del 36,1 %, y un r_{ave} de 1,61, y también era superior en capacidad para el revestimiento, en resistencia a la fragilidad del trabajo secundario y en tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L. Sin embargo, el Si es el 0,31 % o cercano al límite inferior, y la resistencia a la corrosión es algo inferior.
- 25 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 6 de los ejemplos de la invención dentro del intervalo de la presente invención también tenía características superiores de un alargamiento El (por sus siglas en inglés), un indicador de la trabajabilidad, del 35,0 % y un r_{ave} de 1,60, y también era superior en capacidad para el revestimiento, en resistencia a la fragilidad del trabajo secundario, y en tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L.
- 30 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 7 de los ejemplos de la invención dentro del intervalo de la presente invención también tenía características superiores de un alargamiento El (por sus siglas en inglés), un indicador de la trabajabilidad, del 34,0 % y un r_{ave} de 1,56, y también era superior en capacidad para el revestimiento, en resistencia a la fragilidad del trabajo secundario, y en tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L.
- 35 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 8 de los ejemplos de la invención dentro del intervalo de la presente invención también tenía características superiores de un alargamiento El (por sus siglas en inglés), un indicador de la trabajabilidad, del 37,4 % y un r_{ave} de 1,68, y también era superior en capacidad para el revestimiento, en resistencia a la fragilidad del trabajo secundario, y en tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L.
- 40 Del mismo modo, los aceros del número 9 al 20 también tenían una trabajabilidad superior, una capacidad superior para el revestimiento, una resistencia superior a la fragilidad del trabajo secundario, y una tenacidad superior en la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L. Téngase en cuenta que los aceros del número 1 al 3 eran más altos en YP (por sus siglas en inglés) que los otros ya que no se añadieron Cu, Ni, Cr ni Mo.
- 45 A diferencia de esto, la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 21 de los ejemplos comparativos con un contenido de C fuera del intervalo de la presente invención tenía un alargamiento El (por sus siglas en inglés), un indicador de la trabajabilidad, de un bajo 30,4 %, un valor r de un bajo 1,12, una trabajabilidad inferior en comparación con los ejemplos de la invención anteriores y, además, una tenacidad inferior en la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L.
- 50 Además, la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 22 es un ejemplo comparativo con un contenido de Si fuera del intervalo de la presente invención. Esta chapa de acero revestida por inmersión en caliente sufría defectos de no revestimiento en el momento del revestimiento por inmersión en caliente, y tenía una capacidad inferior para el revestimiento.
- 55 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 23 tenía un contenido de Mn por encima del límite superior de la presente invención, tenía un alargamiento El (por sus siglas en inglés), un indicador de la trabajabilidad, y un valor r menor que la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de los ejemplos de la invención mencionados

anteriormente, una trabajabilidad inferior, y además una menor capacidad para el revestimiento, y tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L.

5 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 24 es un ejemplo comparativo con un contenido de P fuera del intervalo de la presente invención y con una resistencia a la fragilidad del trabajo secundario y tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L inferiores a las de la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de los ejemplos de la invención mencionados anteriormente.

La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 25 es un ejemplo comparativo con un contenido de Ti inferior al intervalo de la presente invención. Esta chapa de acero revestida por inmersión en caliente era inferior en alargamiento El (por sus siglas en inglés) y valor r, y era inferior en trabajabilidad.

10 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 26 es un ejemplo comparativo con un contenido de Ti por encima del límite superior y con un TB* inferior al límite inferior de la presente invención. Esta chapa de acero revestida por inmersión en caliente tenía un bajo valor de alargamiento El (por sus siglas en inglés) y valor de r, y además una tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L inferior a la de la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de los ejemplos de la invención mencionados anteriormente.

15 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 27 es un ejemplo comparativo con un contenido de Nb inferior al intervalo de la presente invención. Esta chapa de acero revestida por inmersión en caliente tenía un bajo valor r y alargamiento El (por sus siglas en inglés), y no se ajustaba al objeto de la presente invención de trabajabilidad superior. Además, dado que se usó el revestimiento de Zn por inmersión en caliente, era inferior en resistencia a la corrosión en comparación con los ejemplos de la invención.

20 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 28 es una invención comparativa con un contenido de B del 0,0003 %, o inferior al límite inferior de la presente invención. Esta chapa de acero revestida por inmersión en caliente tenía una temperatura de resistencia a la fragilidad de trabajo secundario de -20°C, o inferior a la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de los ejemplos de la invención mencionados anteriormente. Además, tenía un bajo % en masa de Zn de revestimiento, por lo que no tenía un efecto suficiente de protección contra la corrosión de sacrificio y era inferior en resistencia a la corrosión de la superficie exterior.

25 La chapa de acero revestida por inmersión en caliente de n.º 29 es un ejemplo comparativo con un contenido de B por encima del intervalo de la presente invención. Esta chapa de acero revestida por inmersión en caliente tenía un bajo alargamiento El (por sus siglas en inglés), un indicador de la trabajabilidad, y un bajo valor r, también tenía una alta temperatura de transición dúctil-frágil de una zona de soldadura de costuras al pelado de la unión en L y era inferior en la tenacidad de la zona de soldadura. Además, el % de masa de Zn del revestimiento era alto, no aparecían cristales primarios de Sn, y se agravaron la segregación del Zn de los límites del grano de la célula eutéctica y el crecimiento de cristales gruesos de Zn, por lo que disminuyeron las resistencias a la corrosión tanto en la superficie interior como en la superficie exterior.

30 Las chapas de acero revestidas por inmersión en caliente de n.º 30 y n.º 31 son ejemplos comparativos con cantidades de P superiores a $10 \times [B] + 0,03$. Estas chapas de acero revestidas por inmersión en caliente tenían temperaturas de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario de -30°C, o inferiores a la chapa de acero revestida por inmersión en caliente de los ejemplos de la invención mencionados anteriormente, y también eran bajas en la tenacidad de la zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L. Además, el acero n.º 31 tenía una pequeña deposición de revestimiento y una resistencia a la corrosión inferior, mientras que el acero n.º 30 tenía una gran deposición de revestimiento y una forma uniforme, y propiedades de superficie inferiores y disminuía en su soldabilidad.

Los aceros del n.º 32 al n.º 38 son ejemplos comparativos con As, Sn, Pb, y Sb con As: el 0,012 %, Sn: el 0,010 %, Pb: el 0,004 % y Sb: el 0,004 % o una cantidad total de estos elementos sobre el 0,02 %, y disminuidos en la tenacidad de la zona de soldadura de costuras al pelado de la unión en L.

45 Téngase en cuenta que el acero de n.º 35, además de lo anterior, tenía una cantidad de P superior a $10 \times [B] + 0,03$ y también era pobre en resistencia a la fragilidad del trabajo secundario.

Además, el acero de n.º 34 tenía un contenido de Si inferior al límite inferior y era pobre en resistencia a la corrosión.

Téngase en cuenta que los aceros del n.º 21 al 24 se volvieron más altos en YP (por sus siglas en inglés) que los demás, ya que no tenían ni Cu, Ni, Cr, ni Mo añadidos a los mismos.

50 Téngase en cuenta que los inventores usaron combustible biodiesel y biogasolina para realizar los ensayos de resistencia a la corrosión. Los resultados fueron buenos.

Aplicabilidad industrial

Según la presente invención, al hacer que los contenidos de Ti, B y P estén dentro de un intervalo específico, es posible proporcionar una chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura con una resistencia a la tracción de 380 MPa a

menos de 540 MPa, con una formabilidad por prensado capaz de ser usada para el campo del automóvil, en particular en aplicaciones de tanques de combustible, y con una resistencia superior a la fragilidad del trabajo secundario y resistencia a la tracción de la zona de soldadura al pelado de la unión en L, y un método de producción de la misma.

- 5 Además, el tanque de combustible producido por la chapa de acero de la presente invención exhibe un efecto superior en el momento del uso particular de biocombustibles entre los combustibles para los automóviles.

REIVINDICACIONES

1. Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura que tiene una chapa de acero laminada en frío y una capa revestida por inmersión en caliente formada sobre la superficie de dicha chapa de acero laminada en frío, caracterizada por que

5 dicha chapa de acero laminada en frío consiste en, % en masa,

C: del 0,0005 al 0,0050 %,

Si: del 0,5 al 1,0 %,

Mn: del 0,70 al 2,0 %,

P: el 0,05 % o menos,

10 Ti: del 0,010 al 0,050 %,

Nb: del 0,010 a 0,040 %,

B: del 0,0005 al 0,0030 %,

S: el 0,010 % o menos,

Al: del 0,01 al 0,30 %,

15 N: del 0,0010 al 0,01 %, y

opcionalmente contiene, en % en masa, uno o más de

Cu: del 0,01 al 1 %,

Ni: del 0,01 al 1 %,

Cr: del 0,01 al 1 %,

20 Mo: del 0,001 al 1 %, y

en donde la chapa de acero laminada en frío no contiene los elementos de As, Sn, Pb, y Sb en cantidades superiores a las siguientes cantidades en % en masa:

As: el 0,012 %,

Sn: el 0,010 %,

25 Pb: el 0,004 %,

Sb: el 0,004 %, y

porque la cantidad total de estos elementos no supera el 0,02 %, y

un resto de Fe e impurezas inevitables,

donde el contenido de Ti (%) es [Ti], el contenido de B (%) es [B], y el contenido de P (%) es [P],

30 el TB * expresado por la siguiente fórmula <A> es de 0,03 a 0,06 y se cumple la siguiente fórmula :

$$TB^* = (0.11 - [Ti]) / (\ln([B] \times 10000)) \quad <A>$$

$$[P] \leq 10 \times [B] + 0.03 \quad ; y$$

en donde la capa revestida por inmersión en caliente es una capa revestida por inmersión en caliente de Sn-Zn.

35 2. Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en la reivindicación 1, caracterizada por que dicha chapa de acero laminada en frío contiene además, en % en masa, uno o más de

Cu: del 0,01 al 1 %,

Ni: del 0,01 al 1 %,

Cr: del 0,01 al 1 %, y

Mo: del 0,001 al 1 %.

- 5 3. Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en la reivindicación 1 o 2, caracterizada por que la capa revestida por inmersión en caliente formada sobre la superficie de dicha chapa de acero laminada en frío está compuesta del 1 al 8,8 % de Zn y un resto de Sn: del 91,2 al 99,0 % e impurezas inevitables, y por que la cantidad de deposición del revestimiento es de 10 a 150 g/m² por cada lado.
- 10 4. Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, caracterizada por que una temperatura de resistencia a la fragilidad del trabajo secundario después de su conformado en una relación de estirado de 1,9 es -50°C o menos.
- 15 5. Chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, caracterizada por que una temperatura de transición dúctil-frágil en un ensayo de tracción de una zona de soldadura de costura al pelado de la unión en L es -40°C o menos.
- 20 6. Un método de producción de chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente, en donde la capa revestida por inmersión en caliente es una capa revestida por inmersión en caliente de Sn-Zn, para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura con una etapa de colar continuamente acero fundido de una composición de ingredientes como se establece en la reivindicación 1 o 2 para obtener una losa,
- 25 una etapa de laminado en caliente de dicha losa en condiciones de calentamiento de 1.050°C a 1.245°C durante dentro de 5 horas, una temperatura de acabado de una temperatura Ar₃ a 910°C, y una temperatura de bobinado de 750°C o menos para obtener una bobina laminada en caliente,
- una etapa de laminado en frío de dicha bobina laminada en caliente con una relación de laminado en frío del 50 % o más para obtener una bobina laminada en frío de un espesor predeterminado, y
- una etapa de recocido de dicha bobina laminada en frío a una temperatura de la temperatura de recristalización o más y luego una etapa de revestimiento en caliente de la superficie de la bobina.
- 30 7. Un método de producción de chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en la reivindicación 6, con una etapa de recocido de dicha bobina laminada en frío a una temperatura de la temperatura de recristalización o más y luego revestimiento por inmersión en caliente de la superficie de la bobina de modo que la capa comprenda del 1 al 8,8 % de Zn y un resto de Sn: del 91,2 a 99 % e impurezas inevitables, y la deposición del revestimiento se hace de 10 a 150 g/m² por cada lado.
- 35 8. Un método de producción de chapa de acero de alta resistencia revestida por inmersión en caliente para el uso en el conformado por prensado, superior en tenacidad a baja temperatura como se establece en la reivindicación 6 o en la reivindicación 7, caracterizado por el revestimiento previo de Fe-Ni antes del revestimiento por inmersión en caliente.

Figura 1

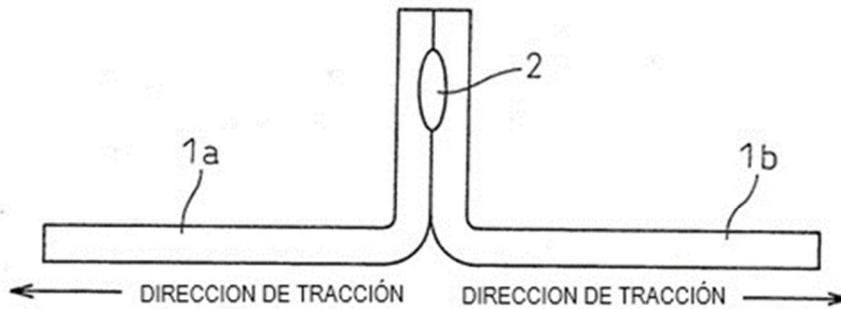


Figura 2

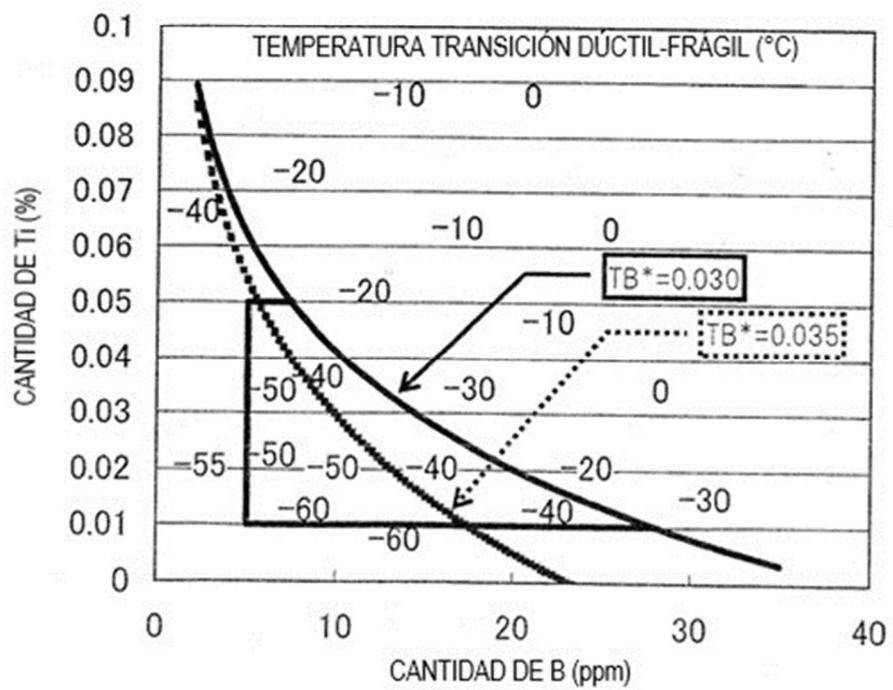


Figura 3

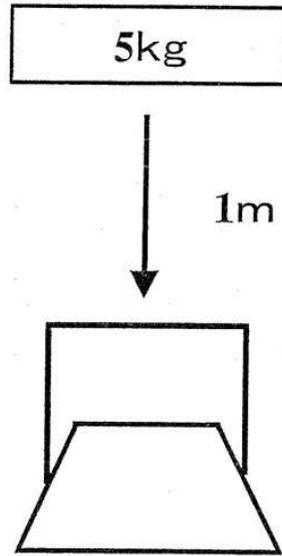


Figura 4

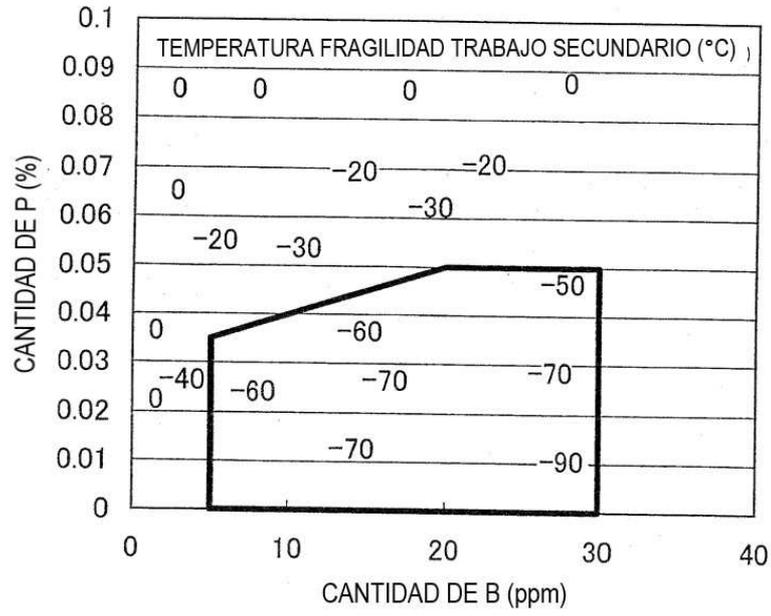
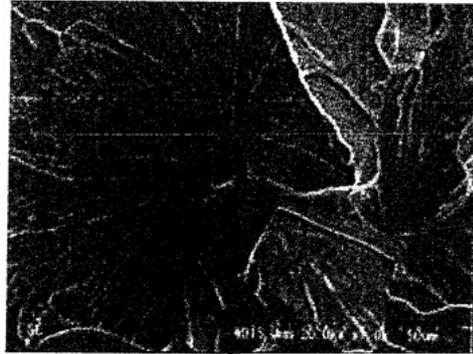


Figura 5



⋮ Punto de inicio de
▼ fractura de TiN (2~3 μm)

