

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 748 019**

51 Int. Cl.:

C23C 2/06	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/08	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C22C 38/14	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/16	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01)	C22C 38/18	(2006.01)
C23C 2/26	(2006.01)	C23C 2/28	(2006.01)
B32B 15/01	(2006.01)		
C21D 8/02	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **05.11.2015 PCT/JP2015/081236**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **12.05.2016 WO16072478**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **05.11.2015 E 15857863 (3)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **14.08.2019 EP 3216892**

54 Título: **Lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente**

30 Prioridad:

05.11.2014 JP 2014225398

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

12.03.2020

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**KAWATA HIROYUKI;
YASUI TAKESHI;
UEDA KOHEI;
MARUYAMA NAOKI;
YAMAGUCHI YUJI;
UCHIDA SATOSHI;
KOMAMI RYOSUKE;
ARAI HAYATO y
NAKAMURA TOYOMITSU**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 748 019 T3

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

DESCRIPCIÓN

Lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente

[Campo técnico de la invención]

5 La presente invención se refiere a una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente excelente en cuanto a la adhesión en chapado.

[Técnica relacionada]

10 Ha habido una demanda creciente de un alto fortalecimiento de las láminas de acero usadas principalmente en elementos de bastidor para automóviles. Con el fin de que estas láminas de acero de alta resistencia obtengan una alta resistencia y una excelente formabilidad, en general, se añade un elemento de aleación que está representado por Si o Mn y que contribuye a la mejora de la resistencia. Sin embargo, el elemento de aleación que está representado por Si o Mn tiene el efecto de deteriorar la adhesión en chapado.

Dado que una lámina de acero para automóviles se usa, en general, en exteriores, normalmente se requiere que la lámina de acero tenga una excelente resistencia a la corrosión.

15 En los usos de las láminas en exteriores para automóviles y similares, la parte periférica de una lámina normalmente se somete a un severo doblado (doblado en dobladillo) mediante trabajo de prensado. No solo en los usos de las láminas en exteriores para automóviles, sino también en otros usos, una lámina se somete a un severo doblado mediante trabajo de prensado, trabajo de expansión en orificio o similares para usarse en muchos casos. En el caso de someter una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente convencional a un severo doblado, trabajo de expansión en orificio o similares, la capa chapada a veces se retira por pelado de la lámina de acero de base en la parte trabajada. Cuando la capa chapada se retira por pelado de la lámina de acero de base como se describió anteriormente, existe el problema de que la resistencia a la corrosión de la parte pelada se pierde y la lámina de acero de base se corroe y se oxida en una fase temprana. Además, incluso cuando la capa chapada no se retira por pelado, la adhesión entre la capa chapada y la lámina de acero de base se pierde, incluso se forman pequeños huecos en el área en la que se pierde la adhesión para hacer que el aire o la humedad externos entren en los huecos y, por tanto, se pierde la función de resistencia a la corrosión por parte de la capa chapada. Como resultado, como se describió anteriormente, la corrosión y la oxidación se producen en la lámina de acero de base en una fase temprana.

20 En vista de tales problemas, de una lámina de acero de alta resistencia en usos en los que se realiza tal doblado severo o similares, ha existido un fuerte deseo de desarrollar una lámina de acero chapada, que incluya una capa galvanizada por inmersión en caliente, excelente en cuanto a la adhesión de la capa chapada con la lámina de acero de base.

30 Con el fin de potenciar la adhesión de una capa chapada, por ejemplo, como se representa en los Documentos de patente 1 a 3, se proponen métodos de formación de óxidos dentro de una lámina de acero y de reducción de la cantidad de óxidos en una interfaz entre el acero de base y una capa chapada que provoca el pelado de chapado. Sin embargo, en tal caso de formación de un óxido sobre la superficie de la lámina de acero, el carbono en la superficie de la lámina de acero se enlaza al oxígeno para gasificarse. Como resultado, el carbono se libera de la lámina de acero y, por tanto, la resistencia de la región de la que se libera el carbono se disminuye de manera significativa en algunos casos. En el caso en el que se disminuye la resistencia de la superficie de la lámina de acero, existe la preocupación de que la resistencia a la fatiga, que depende en gran medida de las propiedades de la parte de la superficie, se deteriore y, por tanto, se disminuya de manera significativa el límite de fatiga.

35 Como alternativa, con el fin de potenciar la adhesión de una capa chapada, en el Documento de patente 4, se propone un método de potenciación de la adhesión en chapado mediante la reforma de la superficie de una lámina de acero de base de tal manera que las etapas se realicen mediante la adición de una nueva etapa de recocido y una etapa de decapado antes de una etapa de recocido normal. Sin embargo, en el método descrito en el Documento de patente 4, el número de etapas se aumenta en comparación con un método normal de producción de una lámina de acero chapada de alta resistencia y, por tanto, existe un problema de costes.

40 Además, en el Documento de patente 5, se propone un método de potenciación de la adhesión en chapado mediante la retirada de carbono de la parte de superficie de una lámina de acero de base. Sin embargo, en el método descrito en el Documento de patente 5, la resistencia de la región de la que se retira el carbono se disminuye de manera significativa. Por lo tanto, existe la preocupación de que la resistencia a la fatiga, que depende en gran medida de las propiedades de la parte de superficie, se deteriore y, por tanto, el límite de fatiga se disminuya de manera significativa en el método descrito en el Documento de patente 5.

45 En los Documentos de patente 6 y 7, se describen láminas de acero en las que las cantidades de Mn, Al y Si en una capa chapada se controlan para que se encuentren dentro de un intervalo adecuado y se mejora la adhesión en chapado. En las láminas de acero descritas en los Documentos de patente 6 y 7, se requiere controlar las cantidades de elementos en la capa chapada con alta precisión en el momento de la producción, lo que aplica una

gran carga industrial y causa un problema de costes.

En el Documento de patente 8, se propone una lámina de acero de alta resistencia en la que la microestructura de la lámina de acero está formada solo de ferrita con el fin de potenciar la adhesión en chapado. Sin embargo, dado que la microestructura está formada solo de ferrita blanda en la lámina de acero descrita en el Documento de patente 8, no se puede obtener una resistencia suficientemente alta.

En este caso, se usa ampliamente una lámina de acero recocida y galvanizada obtenida mediante el sometimiento de una lámina de acero a un tratamiento de aleación después de un tratamiento de galvanización por inmersión en caliente. El tratamiento de aleación es un tratamiento de calentamiento de una capa chapada hasta una temperatura igual al o superior al punto de fusión de Zn, difundiendo una gran cantidad de átomos de Fe en la capa chapada desde el interior de una lámina de acero de base y formando la capa chapada en una capa que incluye, principalmente, una aleación de Zn-Fe. Por ejemplo, en los Documentos de patente 9, 10 y 11, se proponen láminas de acero recocidas y galvanizadas excelentes en cuanto a la adhesión en chapado. Sin embargo, se requiere calentar una lámina de acero a una temperatura alta para alear, de manera suficiente, la capa chapada. Cuando la lámina de acero se calienta hasta una temperatura alta, la microestructura dentro de la lámina de acero se reforma y, en particular, se generan fácilmente carburos basados en hierro gruesos y las propiedades de la lámina de acero se deterioran. Por tanto, este caso no resulta preferible.

En el Documento de patente 12, como lámina de acero de base, se describe una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente que incluye uno o más seleccionados del grupo que consiste en Si, Mn y Al. En el Documento de patente 12, se describe el control de la temperatura a la que la lámina de acero de base entra en un baño de chapado en la etapa de producción. Además, en el Documento de patente 12, se describe una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente excelente en cuanto a la adhesión en chapado y la soldabilidad por puntos en la que se determina la fracción de área de la sección transversal de la capa de aleación formada en la interfaz entre la lámina de acero de base y la capa chapada.

En el Documento de patente 12, se describe que cuando una lámina de acero en la que están presentes los óxidos de Si y Mn en la superficie entra en un baño de galvanización por inmersión en caliente, se genera una gran cantidad de material no chapado en el que la lámina de acero no se chapa con zinc. Sin embargo, en el Documento de patente 12, no se describe una tecnología para la reducción de las cantidades de los óxidos de Si y Mn hasta que se inicia el chapado. Además, en el Documento de patente 12, la temperatura a la que la lámina de acero de base entra en un baño de chapado se ajusta para que sea superior a la temperatura del baño de galvanización por inmersión en caliente. Aunque la temperatura varía dependiendo del contenido de Al en el baño de galvanización por inmersión en caliente, la temperatura a la que la lámina de acero de base entra en un baño de chapado se ajusta para que sea al menos 4 °C superior a la temperatura del baño de galvanización por inmersión en caliente y para que sea, como máximo, 28 °C superior a la temperatura del baño de galvanización por inmersión en caliente. Por lo tanto, en el Documento de patente 12, con respecto a la estabilidad de la temperatura del baño, la uniformidad en las propiedades del producto no es suficiente en algunos casos.

El Documento de patente 13 se refiere a una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, en la que se forma una fase de aleación en la interfaz entre una lámina de acero de base y una capa galvanizada.

[Documentos de la técnica anterior]

[Documentos de patente]

[Documento de patente 1] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2008-019465

[Documento de Patente 2] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º. 2005-060742

[Documento de patente 3] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º H9-176815

[Documento de patente 4] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2001-026853

[Documento de patente 5] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2002-088459

[Documento de patente 6] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2003-055751

[Documento de patente 7] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2003-096541

[Documento de patente 8] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2005-200750

[Documento de patente 9] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º H11-140587

[Documento de patente 10] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2001-303226

[Documento de Patente 11] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2005-060743

[Documento de patente 12] Traducción japonesa publicada n.º 2013-541645 de la publicación internacional PCT

[Documento de patente 13] Patente europea EP 2 631 319 A1

[Descripción de la invención]

[Problemas a resolver por la invención]

- 5 En consideración de las circunstancias anteriores, un objeto de la presente invención es proporcionar una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente excelente en cuanto a la resistencia, ductilidad, expansibilidad de orificios y adhesión en chapado.

[Medios para resolver el problema]

- 10 Los presentes inventores han llevado a cabo extensas investigaciones para la obtención de una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente excelente en cuanto a la adhesión en chapado. Como resultado, los presentes inventores han hallado que el pelado de chapado se suprime mediante la formación de una fase ζ (FeZn_{13}) en una capa chapada y la incorporación de un óxido grueso, que actúa como origen de la fractura, en el interior de la misma. Mediante el método anterior, se puede obtener una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente excelente en cuanto a la adhesión en chapado sin someter la capa de chapado a un tratamiento de aleación.

- 15 La presente invención se ha completado basándose en los hallazgos y las realizaciones de la misma se definen en las reivindicaciones. Además, se describe lo siguiente.

- (1) Una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente que comprende: una lámina de acero de base; y una capa galvanizada por inmersión en caliente formada sobre al menos una superficie de una lámina de acero de base, en la que la capa galvanizada por inmersión en caliente incluye Fe en un contenido de más del 0 % al 5 % o menos, Al en un contenido de más del 0 % al 1,0 % o menos y granos columnares formados mediante una fase ζ sobre una superficie de la lámina de acero, además, el 20 % o más de una interfaz completa entre la capa galvanizada por inmersión en caliente y la lámina de acero de base se recubre con la fase ζ y una relación de una interfaz formada entre los granos de ζ en los que están presentes los óxidos gruesos entre los granos de ζ y la lámina de acero de base con respecto a la interfaz completa entre la fase ζ y la lámina de acero de base en la capa galvanizada por inmersión en caliente es del 50 % o menos,

la lámina de acero de base incluye una composición química que comprende, en % en masa,

C: del 0,040 % al 0,400 %,

Si: del 0,05 % al 2,50 %,

Mn: del 0,50 % al 3,50 %,

- 30 P: del 0,0001 % al 0,1000 %,

S: del 0,0001 % al 0,0100 %,

Al: del 0,001 % al 1,500 %,

N: del 0,0001 % al 0,0100 %,

O: del 0,0001 % al 0,0100 %, y

- 35 un resto de Fe e impurezas inevitables,

la lámina de acero de base tiene una capa refinada en contacto directo con la interfaz entre la lámina de acero de base y la capa galvanizada por inmersión en caliente, el espesor promedio de la capa refinada es de 0,1 a 5,0 μm , el tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa refinada es de 0,1 μm a 3,0 μm , uno o dos o más óxidos de Si y Mn están contenidos en la capa refinada y el tamaño máximo del óxido es de 0,01 μm a 0,4 μm .

- 40 (2) La lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según (1),

en la que la cantidad chapada sobre una superficie de la lámina de acero de base en la capa galvanizada por inmersión en caliente es de 10 g/m^2 o más y de 100 g/m^2 o menos.

(3) La lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según (1) o (2),

en la que la lámina de acero de base contiene, además, en % en masa, uno o dos o más seleccionados de

- 45 Ti: del 0,001 % al 0,150 %,

Nb: del 0,001 % al 0,100 %, y

V: del 0,001 % al 0,300 %.

(4) La lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según una cualquiera de (1) a (3),

en la que la lámina de acero de base contiene, además, en % en masa, uno o dos o más seleccionados de

5 Cr: del 0,01 % al 2,00 %,

Ni: del 0,01 % al 2,00 %,

Cu: del 0,01 % al 2,00 %,

Mo: del 0,01 % al 2,00 %,

B: del 0,0001 % al 0,0100 %, y

10 W: del 0,01 % al 2,00 %.

(5) La lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según una cualquiera de (1) a (4),

en la que la lámina de acero de base contiene, además, en % en masa, uno o dos o más seleccionados de Ca, Ce, Mg, Zr, La y REM en una cantidad total del 0,0001 % al 0,0100 %.

[Efectos de la invención]

15 Según la realización de la presente invención, resulta posible proporcionar una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente excelente en cuanto a la resistencia, ductilidad, expansibilidad de orificios y adhesión en chapado.

[Breve descripción de los dibujos]

20 La FIG. 1 es una micrografía de microscopio electrónico de barrido (SEM), que muestra la sección transversal de la proximidad de un área, incluyendo una interfaz entre una capa galvanizada por inmersión en caliente y una lámina de acero de base en la sección transversal de una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, según una realización.

La FIG. 2 es una micrografía de microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM), que muestra una sección transversal de una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización.

25 [Realizaciones de la invención]

Una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la presente invención incluye una lámina de acero de base (en lo sucesivo en la presente memoria, también denominada simplemente lámina de acero) y una capa galvanizada por inmersión en caliente formada sobre al menos una superficie de la lámina de acero (en lo sucesivo en la presente memoria, también denominada simplemente capa chapada).

30 La capa chapada tiene un contenido de Fe de más del 0,5 % al 5 % o menos y un contenido de Al de más del 0,01 % al 1,0 % o menos e incluye granos columnares formados por una fase ζ . En la capa chapada, el 20 % o más de la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base se cubre con la fase ζ , la relación de la interfaz formada entre los granos de ζ y la lámina de acero de base, donde están presentes los óxidos gruesos en la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base, es del 50 % o menos.

35 En primer lugar, se describirá la capa chapada con zinc que constituye la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización de la presente invención. En la siguiente descripción, el término "%" significa "% en masa".

(Capa chapada)

40 En la realización de la presente invención, la capa galvanizada por inmersión en caliente tiene un contenido de Fe de más del 0,5 % al 5,0 % o menos y un contenido de Al de más del 0,01 % al 1,0 % o menos. Además, la capa galvanizada por inmersión en caliente puede contener uno o dos o más de Ag, B, Be, Bi, Ca, Cd, Co, Cr, Cs, Cu, Ge, Hf, I, K, La, Li, Mg, Mn, Mo, Na, Nb, Ni, Pb, Rb, Sb, Si, Sn, Sr, Ta, Ti, V, W, Zr y REM o uno o dos o más de estos elementos se pueden mezclar en la capa galvanizada por inmersión en caliente. Incluso cuando la capa galvanizada por inmersión en caliente contiene uno o dos o más de estos elementos o uno o dos o más de estos elementos se mezclan en la capa galvanizada por inmersión en caliente, como se describió anteriormente, los efectos de la presente invención no se deterioran y a veces resulta preferible el caso en el que la resistencia a la corrosión y la trabajabilidad se mejoran dependiendo del contenido del elemento.

45

Además, en la realización de la presente invención, la capa galvanizada por inmersión en caliente incluye granos columnares formados por una fase ζ y el 20 % o más de la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base se cubre con la fase ζ .

5 Además, resulta preferible que la cantidad chapada de la capa galvanizada por inmersión en caliente sobre una superficie de la lámina de acero de base sea de 10 g/m² o más y de 100 g/m² o menos.

[Contenido de Fe en la capa galvanizada por inmersión en caliente: más del 0,5 % al 5,0 % o menos]

10 Cuando el contenido de Fe en la capa galvanizada por inmersión en caliente aumenta, la adhesión en chapado se deteriora y, por tanto, se requiere que el contenido de Fe sea del 5,0 % o menos. Con el fin de potenciar adicionalmente la adhesión en chapado, el contenido de Fe en la capa chapada es preferiblemente del 4,0 % o menos y más preferiblemente del 3 % o menos. Como se describe, el límite inferior del contenido de Fe en la capa chapada es de más del 0 %. Cuando el contenido de Fe es de menos del 0,5 %, la cantidad de fase ζ requerida para potenciar la adhesión no se obtiene de manera suficiente en algunos casos. Por lo tanto, el contenido de Fe en la capa chapada es del 0,5 % o más y preferiblemente del 1,0 % o más.

[Contenido de Al en la capa galvanizada por inmersión en caliente: más del 0,01 % al 1,0 % o menos]

15 Cuando el contenido de Al en la capa galvanizada por inmersión en caliente aumenta, la adhesión en chapado se deteriora y, por tanto, se requiere que el contenido de Al sea del 1,0 % o menos. Con el fin de potenciar adicionalmente la adhesión en chapado, el contenido de Al en la capa chapada es preferiblemente del 0,8 % o menos y más preferiblemente del 0,5 % o menos. Como se describe, el límite inferior del contenido de Al en la capa chapada es de más del 0 %. Con el fin de ajustar el contenido de Al a menos del 0,01 %, se requiere que la concentración de Al en un baño de chapado se reduzca en extremo. Cuando la concentración de Al en un baño de chapado se reduce en extremo, la aleación de la capa chapada avanza en exceso y, por tanto, el contenido de Fe en la capa chapada se aumenta, de tal manera que la adhesión en chapado se deteriora. Por esta razón, el contenido de Al en la capa chapada es del 0,01 % o más. Desde este punto de vista, el contenido de Al en la capa chapada es preferiblemente del 0,05 % o más.

25 Además, la capa galvanizada por inmersión en caliente puede contener uno o dos o más de Ag, B, Be, Bi, Ca, Cd, Co, Cr, Cs, Cu, Ge, Hf, I, K, La, Li, Mg, Mn, Mo, Na, Nb, Ni, Pb, Rb, Sb, Si, Sn, Sr, Ta, Ti, V, W, Zr y REM o uno o dos o más de estos elementos se mezclan en la capa galvanizada por inmersión en caliente. Incluso cuando la capa galvanizada por inmersión en caliente contiene uno o dos o más de estos elementos o uno o dos o más de estos elementos se mezclan en la capa galvanizada por inmersión en caliente, como se describió anteriormente, los efectos de la presente invención no se deterioran y, a veces, resulta preferible el caso en el que la resistencia a la corrosión y la trabajabilidad se mejoran dependiendo del contenido del elemento.

[Fase ζ]

35 La FIG. 1 es una micrografía de microscopio electrónico de barrido (SEM), que muestra la sección transversal de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización. Como se muestra en la FIG. 1, la capa galvanizada por inmersión en caliente de la presente invención incluye granos columnares formados por una fase ζ (FeZn₁₃) de una aleación de Fe y Zn. En particular, la relación de la interfaz de la fase ζ en contacto con la lámina de acero de base es del 20 % o más en la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base. Por consiguiente, los óxidos gruesos, incluyendo Si y/o Mn, que actúan como origen del pelado y que tienen un eje principal de 0,2 μ m o más, se incorporan en la fase ζ desde la superficie de la lámina de acero de base. Esto hace que los óxidos gruesos difícilmente funcionen como origen de la fractura y, por tanto, se mejora la adhesión de la capa chapada. Desde este punto de vista, la relación de la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base con respecto a la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base es preferiblemente del 25 % o más y más preferiblemente del 30 % o más. El límite superior de la relación de la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base con respecto a la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base no está particularmente limitado y puede ser del 100 %. Cuando el eje principal de los óxidos, incluyendo Si y/o Mn, es de 0,2 μ m o más, el craqueo iniciado por los óxidos resulta notable y cuando el eje principal de los óxidos es de menos de 0,2 μ m, los óxidos difícilmente funcionan como origen del craqueo. Esto se debe a que el grado de concentración de tensión varía dependiendo del tamaño de los óxidos en el momento de la deformación de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente. De manera específica, a medida que aumenta el tamaño de los óxidos (el eje principal se hace más largo), la tensión se concentra más fácilmente en el momento de la deformación y la capa chapada se retira por pelado más fácilmente.

55 Por otro lado, cuando los óxidos gruesos, incluyendo Si y/o Mn, no se incorporan en la fase ζ y los óxidos gruesos están presentes en la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base, no se puede obtener de manera suficiente el efecto de mejorar la adhesión en chapado mediante la fase ζ . Por esta razón, la relación de la interfaz entre los granos de ζ (granos de ζ que contienen óxidos gruesos), en los que están presentes los óxidos gruesos entre los cristales de la fase ζ (granos de ζ), y la lámina de acero de base es del 50 % o menos con respecto a la interfaz completa entre la fase ζ y la lámina de acero de base. En el caso en el que la relación de la interfaz entre los granos de ζ que contienen óxidos gruesos y la lámina de acero de base es del 50 % o menos, la cantidad de los óxidos,

incluyendo Si y/o Mn, que no se incorporan en la fase ζ y está presente sobre la superficie se reduce de manera suficiente. La relación de la interfaz entre los granos de ζ que contienen óxidos gruesos y la lámina de acero de base es preferiblemente del 35 % o menos con respecto a la interfaz completa entre la fase ζ y la lámina de acero de base. Resulta más preferible la menor cantidad de los óxidos gruesos que tienen un eje principal de 0,2 μm o más en la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base. En la interfaz completa entre la fase ζ y la lámina de acero de base, la relación de la interfaz formada entre los granos de ζ que contienen óxidos gruesos y la lámina de acero de base es lo más preferiblemente del 0 %.

Además, la capa galvanizada por inmersión en caliente puede incluir una fase δ_1 (FeZn_7). Sin embargo, con el fin de aumentar la fracción de la fase δ_1 , se requiere que la lámina de acero de base se caliente para alear la capa chapada después de que la lámina de acero de base se sumerja en el baño de chapado y las propiedades de tracción de la lámina de acero de base se deterioran debido al calentamiento. Desde este punto de vista, resulta preferible que la fracción de la fase δ_1 sea pequeña. En particular, la relación de la interfaz de la fase δ_1 en contacto con la lámina de acero de base es preferiblemente del 20 % o menos en la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base.

En la presente invención, la relación de la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base con respecto a la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base y la relación de la interfaz entre la fase δ_1 y la lámina de acero de base con respecto a la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base se pueden obtener de la siguiente manera.

Es decir, una sección transversal de espesor paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero de base se ajusta como sección observada y se recoge una muestra de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente. La sección observada se somete a pulido especular y se realiza una observación hasta que la longitud L total de las interfaces observadas entre la capa chapada y la lámina de acero de base alcanza 200 μm o más mediante el uso de un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM). Cuando se realiza una observación hasta que la longitud L total de las interfaces alcanza 200 μm o más, se puede realizar una observación en una sección transversal de espesor hasta que L alcanza 200 μm o más o se puede realizar una observación en una pluralidad de secciones transversales de espesor hasta que L alcanza 200 μm o más.

En el mismo campo visual que el campo visual en el que se observa L, los granos que tienen una forma columnar tienen la fase ζ o la fase δ_1 y se mide la longitud L1 total de las interfaces entre la fase ζ y la fase δ_1 y la lámina de acero de base. Posteriormente, en el mismo campo visual que el campo visual en el que se observa L1, se realiza un análisis de orientación de cristal de alta resolución según el método de EBSD (difracción de retrodispersión de electrones) usando una FE SEM para identificar la fase δ_1 . Por tanto, se obtiene la longitud L2 total de las interfaces entre la fase δ_1 y la lámina de acero base.

$(L1 - L2)/L$ se considera como la relación de la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base en la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base.

De la misma manera, $L2/L$ se considera como la relación de la interfaz entre la fase δ_1 y la lámina de acero de base en la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base.

La fase ζ y la fase δ_1 se pueden identificar según métodos distintos al método de EBSD anterior. Por ejemplo, la fase ζ y la fase δ_1 se pueden determinar basándose en una diferencia en la cantidad de Zn mediante el mapeo del elemento de Zn en la capa chapada usando un microanalizador de sonda electrónica de emisión de campo (FE-EPMA).

Además, la relación de la interfaz entre los granos de ζ , en los que están presentes los óxidos gruesos (granos de ζ que contienen óxidos gruesos) entre los cristales de la fase ζ (granos de ζ), y la lámina de acero de base se obtiene de la siguiente manera. Es decir, en el mismo campo visual que el campo visual en el que se observa L, se observa la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base y se obtienen los granos de ζ , en los que están presentes los óxidos gruesos que tienen un eje principal de 0,2 μm o más (granos de ζ que contienen óxidos gruesos), en la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base. Los óxidos presentes en la interfaz entre la fase ζ de la capa chapada y la lámina de acero de base parecen ser más oscuros que los alrededores en una imagen de electrones retrodispersados (BSE) de SEM. Por lo tanto, si los óxidos están presentes o no en la interfaz entre la fase ζ de la capa chapada y la lámina de acero de base se determina mediante la observación de una imagen de electrones retrodispersados (BSE) de SEM en el mismo campo visual que el campo visual en el que se observa L basándose en una diferencia en cuanto al brillo entre los óxidos y los alrededores. Además, el eje principal de cada uno de los óxidos determinados en la sección observada se mide y los óxidos que tienen un eje principal de 0,2 μm o más se determinan como óxidos gruesos. Después, se obtiene la longitud de la interfaz entre los granos de ζ que contienen óxidos gruesos y la lámina de acero de base y se obtiene la longitud L** total de las interfaces de los mismos. La relación de la interfaz formada entre los granos de ζ que contienen óxidos gruesos y la lámina de acero de base en la interfaz completa entre la fase ζ y la lámina de acero de base se calcula mediante la obtención de $L^{**}/(L1 - L2)$.

Con el fin de hacer que la fase ζ parezca que es transparente, la sección observada de la muestra se puede someter a pulido especular y, después, la sección observada se puede corroer usando un líquido corrosivo, tal como nital.

[Cantidad chapada de galvanizado por inmersión en caliente: de 10 g/m² a 100 g/m²]

5 Cuando la cantidad chapada de la capa galvanizada por inmersión en caliente sobre una superficie de la lámina de acero de base es pequeña, existe la preocupación de que no se pueda obtener una resistencia a la corrosión suficiente. Por esta razón, la cantidad chapada de la capa chapada sobre una superficie de la lámina de acero de base es preferiblemente de 10 g/m² o más. Desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión, la cantidad chapada es más preferiblemente de 20 g/m² o más e incluso más preferiblemente de 30 g/m² o más. Por otro lado, cuando la cantidad chapada de la capa chapada es grande, el desgaste de los electrodos es significativo en el momento de realizar la soldadura por puntos y existe la preocupación de causar una reducción en el diámetro de la pepita de soldadura o un deterioro en la resistencia de la unión soldada en el momento de realizar continuamente la soldadura por puntos. Por lo tanto, la cantidad chapada de la capa chapada es preferiblemente de 100 g/m² o menos. Desde el punto de vista de la soldabilidad continua, la cantidad chapada de la tarifa es más preferiblemente de 93 g/m² o menos e incluso más preferiblemente de 85 g/m² o menos.

La lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente de la presente invención incluye la capa chapada y la lámina de acero de base tiene una capa refinada, que se muestra más adelante.

15 La capa refinada es una región en la que el tamaño de grano promedio de la ferrita presente en la capa más externa es de 1/2 o menos del tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa inferior de la misma. El límite en el que el tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa refinada es mayor de 1/2 del tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa inferior de la misma se define como un límite entre la capa refinada y la capa inferior de la misma.

20 La capa refinada está en contacto directo con la interfaz entre la lámina de acero de base y la capa galvanizada por inmersión en caliente. El espesor promedio de la capa refinada es de 0,1 μm a 5,0 μm. El tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa refinada es de 0,1 μm a 3,0 μm. La capa refinada contiene uno o dos o más de los óxidos de Si y Mn y el tamaño máximo de los óxidos es de 0,01 μm a 0,4 μm.

25 Cuando el espesor promedio de la capa refinada es de 0,1 μm o más, se suprime la generación o extensión del craqueo en el momento de trabajar la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente. Por lo tanto, el espesor promedio de la capa refinada es de 0,1 μm o más y preferiblemente de 1,0 μm. Además, se puede formar una capa refinada que tenga un espesor promedio de 5,0 μm o menos, al tiempo que se suprime la aleación en exceso en un baño de chapado. Por consiguiente, resulta posible prevenir el deterioro en cuanto a la adhesión en chapado causado por un contenido de Fe en exceso en la capa chapada. Por esta razón, el espesor promedio de la capa refinada es de 5,0 μm o menos y preferiblemente de 3,0 μm o menos.

30 Cuando el tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa refinada es de 0,1 μm o más, se suprime la generación o extensión del craqueo en el momento de trabajar la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente. Por lo tanto, el tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa refinada es de 0,1 μm o más y preferiblemente de 1,0 μm o más. Además, cuando el tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa refinada es mayor de 3,0 μm, el efecto de suprimir la generación o extensión del craqueo es limitativo. Por lo tanto, el tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa refinada es de 3,0 μm o menos y preferiblemente de 2,0 μm o menos.

Los ejemplos de uno o dos o más de los óxidos de Si y Mn contenidos en la capa refinada incluyen uno o dos o más seleccionados de SiO₂, Mn₂SiO₄, MnSiO₃, Fe₂SiO₄, FeSiO₃ y MnO.

40 Cuando el tamaño máximo de uno o dos o más de los óxidos de Si y Mn contenidos en la capa refinada es de 0,01 μm o más, se puede formar la capa chapada en la que la formación de una fase ζ avanza de manera suficiente con la formación de una capa refinada. El tamaño máximo del óxido es preferiblemente de 0,05 μm o más. Además, se puede formar la capa refinada en la que el tamaño máximo del óxido es de 0,4 μm o menos, al tiempo que se suprime la aleación en exceso de la capa chapada. El tamaño máximo del óxido es preferiblemente de 0,2 μm o menos.

45 El espesor promedio de la capa refinada y el tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa refinada se miden según el método descrito a continuación. Una sección transversal de espesor paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero de base se ajusta como sección observada y se recoge una muestra de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente. La sección observada de la muestra se procesa mediante el uso de un CP (pulidor de sección transversal) y se observa una imagen de electrones retrodispersados con un aumento de 5.000 con FE-SEM (microscopía electrónica de barrido de emisión de campo) para la medición.

50 El tamaño máximo de uno o dos o más de los óxidos de Si y Mn contenidos en la capa refinada se mide según el método descrito a continuación. Una sección transversal de espesor paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero de base se ajusta como sección observada y se recogen muestras de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente. La sección observada de cada muestra se procesa con un haz de iones concentrado (FIB) para preparar muestras de películas delgadas. Posteriormente, cada muestra de película delgada se observa con un microscopio electrónico de transmisión de emisión de campo (FE-TEM) con un aumento de 30.000. Cada muestra de película delgada se observa en cinco campos visuales y el tamaño máximo del diámetro del óxido medido en todo el campo visual se ajusta como el tamaño máximo del óxido en la muestra de película delgada.

Los componentes químicos (composición) de la lámina de acero de base que constituye la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización se describirán a continuación. En la siguiente descripción, el término "%" significa "% en masa".

[C: del 0,040 % al 0,400 %]

- 5 C es un elemento que se debe añadir para potenciar la resistencia de la lámina de acero de base. Sin embargo, cuando el contenido de C es de más del 0,400 %, se deteriora la soldabilidad por puntos, lo que no resulta preferible. Por tanto, el contenido de C es del 0,400 % o menos. Desde el punto de vista de la soldabilidad por puntos, el contenido de C es preferiblemente del 0,300 % o menos y más preferiblemente del 0,220 % o menos. Por otro lado, cuando el contenido de C es de menos del 0,040 %, la resistencia se deteriora y, por tanto, resulta difícil garantizar una resistencia a la tracción máxima suficiente. Por tanto, el contenido de C es del 0,040 % o más. Con el fin de potenciar adicionalmente la resistencia, el contenido de C es preferiblemente del 0,055 % o más y más preferiblemente del 0,070 % o más.

[Si: del 0,05 % al 2,50 %]

- 15 Si es un elemento que suprime la formación de carburos basados en hierro en la lámina de acero de base y potencia la resistencia y la formabilidad. Sin embargo, Si es un elemento que hace que el acero sea frágil. Cuando el contenido de Si es de más del 2,50 %, se produce fácilmente un problema, tal como el craqueo de una plancha colada o similares. Por lo tanto, el contenido de Si es del 2,50 % o menos. Además, Si forma óxidos sobre la superficie de la lámina de acero de base en una etapa de recocido para afectar, de manera significativa, a la adhesión en chapado. Desde este punto de vista, el contenido de Si es preferiblemente del 2,00 % o menos y más preferiblemente del 1,60 % o menos. Por otro lado, cuando el contenido de Si es de menos del 0,05 %, en una etapa de chapado para la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, se forma una gran cantidad de carburos basados en hierro gruesos y se deterioran la resistencia y la formabilidad. Por lo tanto, el contenido de Si es del 0,05 % o más. Desde el punto de vista de la supresión de la formación de carburos basados en hierro, el contenido de Si es preferiblemente del 0,10 % o más y más preferiblemente del 0,25 % o más.

- 25 [Mn: del 0,50 % al 3,50 %]

- Se añade Mn para aumentar la resistencia mediante el aumento de la endurecibilidad de la lámina de acero de base. Sin embargo, cuando el contenido de Mn es de más del 3,50 %, se genera una parte concentrada de Mn gruesa en la parte central de espesor de la lámina de acero de base y se produce fácilmente fragilidad. Por tanto, se produce fácilmente un problema, tal como el craqueo de una plancha colada. Por lo tanto, el contenido de Mn es del 3,50 % o menos. Además, un aumento en el contenido de Mn da como resultado el deterioro de la soldabilidad por puntos. Por esta razón, el contenido de Mn de enlace es preferiblemente del 3,00 % o menos y más preferiblemente del 2,80 % o menos. Por otro lado, cuando el contenido de Mn es de menos del 0,50 %, se forma una gran cantidad de estructura blanda durante el enfriamiento después del recocido y, por tanto, resulta difícil garantizar una resistencia a la tracción máxima suficientemente alta. Por consiguiente, el contenido de Mn es del 0,50 % o más. Con el fin de potenciar adicionalmente la resistencia, el contenido de Mn es preferiblemente del 0,80 % o más y más preferiblemente del 1,00 % o más.

[P: del 0,0001 % al 0,1000 %]

- 40 P es un elemento que hace que el acero sea frágil y, cuando el contenido de P es de más del 0,1000 %, se produce fácilmente un problema, tal como el craqueo de una plancha colada. Por lo tanto, el contenido de P es del 0,1000 % o menos. Además, P es un elemento que causa fragilidad de una parte fundida mediante la soldadura por puntos y el contenido de P es preferiblemente del 0,0400 % o menos y más preferiblemente del 0,0200 % o menos con el fin de obtener una resistencia de junta soldada suficiente. Por otro lado, un contenido de P de menos del 0,0001 % da como resultado un coste de producción mucho mayor. Por tanto, el contenido de P es del 0,0001 % o más y preferiblemente del 0,0010 % o más.

- 45 [S: del 0,0001 % al 0,0100 %]

- S es un elemento que se enlaza a Mn y forma MnS grueso y deteriora la formabilidad, tal como la ductilidad, la propiedad de brida elástica y la capacidad de doblado. Por lo tanto, el contenido de S es del 0,0100 % o menos. Además, S es un elemento que deteriora la soldabilidad por puntos. Por lo tanto, el contenido de S es preferiblemente del 0,0060 % o menos y más preferiblemente del 0,0035 % o menos. Por otro lado, un contenido de S de menos del 0,0001 % da como resultado un coste de producción mucho mayor. Por lo tanto, el contenido de S es del 0,0001 % o más, preferiblemente del 0,0005 % o más y más preferiblemente del 0,0010 % o más.

[Al: del 0,001 % al 1,500 %]

- 55 Al es un elemento que hace que el acero sea frágil. Cuando el contenido de Al es más del 1,500 %, se produce fácilmente un problema, tal como el craqueo de una plancha colada, y, por tanto, el contenido de Al es del 1,500 % o menos. Además, cuando se aumenta el contenido de Al, la soldabilidad por puntos se deteriora y, por tanto, el contenido de Al es preferiblemente del 1,200 % o menos y más preferiblemente del 1,000 % o menos. Por otro lado,

incluso cuando el límite inferior del contenido de Al no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Al es una impureza inevitable presente en la materia prima en una cantidad muy pequeña y un contenido de Al de menos del 0,001 % da como resultado un coste de producción mucho mayor. Por lo tanto, el contenido de Al es del 0,001 % o más. Además, Al es un elemento que es eficaz como material de desoxidación, pero, con el fin de obtener un efecto de desoxidación suficiente, el contenido de Al es preferiblemente del 0,010 % o más.

[N: del 0,0001 % al 0,0100 %]

Dado que N es un elemento que forma un nitruro grueso y deteriora la formabilidad, tal como la ductilidad, la propiedad de brida elástica y la capacidad de doblado, la cantidad de N añadido se reduce preferiblemente. Cuando el contenido de N es de más del 0,0100 %, el deterioro en cuanto a la formabilidad es significativo y, por tanto, el límite superior del contenido de N es del 0,0100 %. Además, una cantidad en exceso de N causa la generación de sopladuras en el momento de la soldadura y cuanto menor es su contenido, mejor. Desde este punto de vista, el contenido de N es preferiblemente del 0,0070 % o menos y más preferiblemente del 0,0050 % o menos. Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de N no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Sin embargo, un contenido de N de menos del 0,0001 % da como resultado un coste de producción mucho mayor. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de N es del 0,0001 % o más. El contenido de N es preferiblemente del 0,0003 % o más y más preferiblemente del 0,0005 % o más.

[O: del 0,0001 % al 0,0100 %]

Dado que O forma un óxido y deteriora la formabilidad, tal como la ductilidad, la propiedad de brida elástica y la capacidad de doblado, el contenido del mismo se reduce preferiblemente. Cuando el contenido de O es de más del 0,0100 %, el deterioro en cuanto a la formabilidad es significativo y, por tanto, el límite superior del contenido de O es del 0,0100 %. Además, el contenido de O es preferiblemente del 0,0050 % o menos y más preferiblemente del 0,0030 % o menos. Incluso cuando el límite inferior del contenido de O no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Sin embargo, un contenido de O de menos del 0,0001 % da como resultado un coste de producción mucho mayor. Por lo tanto, el límite inferior del mismo es del 0,0001 %. El contenido de O es preferiblemente del 0,0003 % o más y más preferiblemente del 0,0005 % o más.

[Si + Al al 0,7 \geq 0,30]

Si y Al son elementos que suprimen la formación de carburo con transformación bainítica. Con el fin de obtener austenita residual, resulta preferible añadir una cantidad predeterminada o más de Si y/o Al. Desde este punto de vista, resulta preferible que la cantidad de Si añadido y la cantidad de Al añadido cumplan con la siguiente Expresión 2. El valor del lado izquierdo (Si + Al al 0,7) de la siguiente Expresión 2 es más preferiblemente 0,45 o más e incluso más preferiblemente 0,70 o más.

Si + Al al 0,7 \geq 0,30 . . . (Expresión 2)

En la Expresión 2, cada uno de Si y Al representa la cantidad [% en masa] de cada elemento añadido.

Además, los siguientes elementos se pueden añadir opcionalmente a la lámina de acero de base de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización de la presente invención.

De manera específica, la lámina de acero de base puede contener uno o dos o más seleccionados de Ti: del 0,001 % al 0,150 %, Nb: del 0,001 % al 0,100 % y V: del 0,001 % al 0,300 %, además de los componentes químicos anteriores.

[Ti: del 0,001 % al 0,150 %]

Ti es un elemento que contribuye al aumento de la resistencia de la lámina de acero de base mediante el endurecimiento por precipitado, el endurecimiento por granos finos debido a la supresión del crecimiento de granos de la ferrita y el endurecimiento por dislocación a través de la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando el contenido de Ti es de más del 0,150 %, se aumenta la cantidad de carbonitruros precipitados y se deteriora la formabilidad. Por tanto, el contenido de Ti es preferiblemente del 0,150 % o menos. Además, desde el punto de vista de la formabilidad, el contenido de Ti es más preferiblemente del 0,080 % o menos. Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de Ti no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Con el fin de obtener suficientemente el efecto de alto fortalecimiento mediante la adición de Ti, el contenido de Ti es preferiblemente del 0,001 % o más. Con el fin de lograr una mayor resistencia de la lámina de acero de base, el contenido de Ti es más preferiblemente del 0,010 % o más.

[Nb: del 0,001 % al 0,100 %]

Nb es un elemento que contribuye al aumento de la resistencia de la lámina de acero de base mediante el endurecimiento por precipitado, el endurecimiento por granos finos debido a la supresión del crecimiento de granos de la ferrita y el endurecimiento por dislocación a través de la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando

5 el contenido de Nb es de más del 0,100 %, se aumenta la cantidad de carbonitruros precipitados y se deteriora la formabilidad. Por tanto, el contenido de Nb es más preferiblemente del 0,100 % o menos. Desde el punto de vista de la formabilidad, el contenido de Nb es más preferiblemente del 0,060 % o menos. Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de Nb no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Con el fin de obtener suficientemente el efecto de alto fortalecimiento mediante la adición de Nb, el contenido de Nb es preferiblemente del 0,001 % o más. Con el fin de lograr una mayor resistencia de la lámina de acero de base, el contenido de Nb es más preferiblemente del 0,005 % o más.

[V: del 0,001 % al 0,300 %]

10 V es un elemento que contribuye al aumento de la resistencia de la lámina de acero de base mediante el endurecimiento por precipitado, el endurecimiento por granos finos debido a la supresión del crecimiento de granos de la ferrita y el endurecimiento por dislocación a través de la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando el contenido de V es de más del 0,300 %, se aumenta la cantidad de carbonitruros precipitados y se deteriora la formabilidad. Por lo tanto, el contenido de V es preferiblemente del 0,300 % o menos y más preferiblemente del 0,200 % o menos. Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de V no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Con el fin de obtener suficientemente el efecto de alto fortalecimiento mediante la adición de V, el contenido de V es preferiblemente del 0,001 % o más y más preferiblemente del 0,010 % o más.

15 Además, la lámina de acero de base según la realización puede contener uno o dos o más seleccionados de Cr: del 0,01 % al 2,00 %, Ni: del 0,01 % al 2,00 %, Cu: del 0,01 % al 2,00 %, Mo: del 0,01 % al 2,00 %, B: del 0,0001 % al 0,0100 % y W: del 0,01 % al 2,00 %.

[Cr: del 0,01 % al 2,00 %]

25 Cr es un elemento que suprime la transformación de fases a una temperatura alta y resulta eficaz para el alto fortalecimiento y se puede añadir en lugar de parte de C y/o Mn. Sin embargo, cuando el contenido de Cr es de más del 2,00 %, la trabajabilidad en caliente se ve afectada y se deteriora la productividad. Por tanto, el contenido de Cr es preferiblemente del 2,00 % o menos y más preferiblemente del 1,20 % o menos. Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de Cr no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Sin embargo, con el fin de obtener suficientemente el efecto de alto fortalecimiento mediante la adición de Cr, el contenido de Cr es preferiblemente del 0,01 % o más y más preferiblemente del 0,10 % o más.

[Ni: del 0,01 % al 2,00 %]

30 Ni es un elemento que suprime la transformación de fases a una temperatura alta y resulta eficaz para el alto fortalecimiento y se puede añadir en lugar de parte de C y/o Mn. Sin embargo, cuando el contenido de Ni es de más del 2,00 %, se ve afectada la soldabilidad. Por tanto, el contenido de Ni es preferiblemente del 2,00 % o menos y más preferiblemente del 1,20 % o menos.

35 Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de Ni no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Con el fin de obtener suficientemente el efecto de alto fortalecimiento mediante la adición de Ni, el contenido de Ni es preferiblemente del 0,01 % o más y más preferiblemente del 0,10 % o más.

[Cu: del 0,01 % al 2,00 %]

40 Cu es un elemento que existe como partículas finas en el acero para potenciar, de este modo, la resistencia y se puede añadir en lugar de parte de C y/o Mn. Sin embargo, cuando el contenido de Cu es de más del 2,00 %, se ve afectada la soldabilidad. Por tanto, el contenido de Cu es preferiblemente del 2,00 % o menos y más preferiblemente del 1,20 % o menos. Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de Cu no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Con el fin de obtener suficientemente el efecto de alto fortalecimiento mediante la adición de Cu, el contenido de Cu es preferiblemente del 0,01 % o más y más preferiblemente del 0,10 % o más.

45 [Mo: del 0,01 % al 2,00 %]

50 Mo es un elemento que suprime la transformación de fases a una temperatura alta y resulta eficaz para el alto fortalecimiento y se puede añadir en lugar de parte de C y/o Mn. Sin embargo, cuando el contenido de Mo es de más del 2,00 %, la trabajabilidad en caliente se ve afectada y se deteriora la productividad. Por tanto, el contenido de Mo es preferiblemente del 2,00 % o menos y más preferiblemente del 1,20 % o menos. Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de Mo no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Con el fin de obtener suficientemente el efecto de alto fortalecimiento mediante la adición de Mo, el contenido de Mo es preferiblemente del 0,01 % o más y más preferiblemente del 0,05 % o más.

[B: del 0,0001 % al 0,0100 %]

B es un elemento que suprime la transformación de fases a una temperatura alta y resulta eficaz para el alto

fortalecimiento y se puede añadir en lugar de parte de C y/o Mn. Sin embargo, cuando el contenido de B es de más del 0,0100 %, la trabajabilidad en caliente se ve afectada y se deteriora la productividad. Por tanto, el contenido de B es preferiblemente del 0,0100 % o menos. Desde el punto de vista de la productividad, el contenido de B es más preferiblemente del 0,0050 % o menos. Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de B no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Con el fin de obtener suficientemente el efecto de alto fortalecimiento mediante la adición de B, el contenido de B es preferiblemente del 0,0001 % o más. Con el fin de lograr un alto fortalecimiento adicional, el contenido de B es más preferiblemente del 0,0005 % o más.

[W: del 0,01 % al 2,00 %]

W es un elemento que suprime la transformación de fases a una temperatura alta y resulta eficaz para el alto fortalecimiento y se puede añadir en lugar de parte de C y/o Mn. Sin embargo, cuando el contenido de W es de más del 2,00 %, la trabajabilidad en caliente se ve afectada y se deteriora la productividad. Por tanto, el contenido de W es preferiblemente del 2,00 % o menos y más preferiblemente del 1,20 % o menos. Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de W no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Con el fin de obtener suficientemente el efecto de alto fortalecimiento mediante la adición de W, el contenido de W es preferiblemente del 0,01 % o más y más preferiblemente del 0,10 % o más.

La lámina de acero de base en la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización de la presente invención puede contener adicionalmente, como otros elementos, uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La y REM en una cantidad total del 0,0001 % al 0,0100 %. Las razones para la adición de estos elementos son las siguientes.

Cabe destacar que REM significa metal de tierra rara y se refiere a un elemento que pertenece a la serie de lantánidos. En esta realización, REM o Ce a menudo se añade en un metal mixto y puede contener elementos de la serie de lantánidos distintos de La y Ce en una forma compleja. Los efectos de la presente invención se presentan incluso cuando elementos de las series de lantánidos distintos de La y Ce están contenidos en la plancha como impurezas inevitables. Además, los efectos de la presente invención se presentan incluso cuando se añaden metales La y Ce a la plancha.

Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM son elementos eficaces para la mejora de la formabilidad y uno o dos o más de estos elementos se pueden añadir a la plancha. Sin embargo, cuando el contenido total de uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La y REM es de más del 0,0100 %, existe la preocupación de que se vea afectada la ductilidad. Por lo tanto, el contenido total de los respectivos elementos es preferiblemente del 0,0100 % o menos y más preferiblemente del 0,0070 % o menos. Por otro lado, incluso cuando el límite inferior del contenido de uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La y REM no está particularmente limitado, se presentan los efectos de la presente invención. Con el fin de obtener suficientemente el efecto de la mejora de la formabilidad de la lámina de acero de base, el contenido total de uno o dos o más de los respectivos elementos es preferiblemente del 0,0001 % o más. Desde el punto de vista de la formabilidad, el contenido total de uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La y REM es más preferiblemente del 0,0010 % o más.

En los componentes químicos de la lámina de acero de base de la lámina de acero chapada según la realización, un resto distinto de los respectivos elementos descritos anteriormente incluye Fe e impurezas inevitables. De manera secundaria, una cantidad muy pequeña de cada uno de Ti, Nb, V, Cr, Ni, Cu, Mo, B y W descritos anteriormente que sea menor que el valor de límite inferior descrito anteriormente puede estar contenida como impureza. Además, con respecto a Ca, Ce, Mg, Zr, La y REM, una cantidad mínima de los mismos que sea menor que el valor de límite inferior descrito anteriormente del contenido total de los mismos puede estar contenida como impureza.

(Microestructura)

Las microestructuras de la lámina de acero de base de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización de la presente invención no están limitadas. Sin embargo, resultan preferibles las microestructuras según la realización de la presente invención que sean microestructuras que tengan las siguientes estructuras.

La lámina de acero de base de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización de la presente invención puede tener una microestructura formada por uno o dos o más de ferrita granular, ferrita de tipo aguja, ferrita no recristalizada, perlita, bainita, ferrita bainítica, martensita, martensita templada, austenita residual y cementita gruesa. En la lámina de acero de base, los detalles de la fracción de volumen de cada fase y cada estructura, el tamaño de estructura y la disposición se pueden seleccionar de manera adecuada para obtener propiedades según las aplicaciones de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente.

[Austenita residual]

La austenita residual es una estructura para mejorar en gran medida el equilibrio entre resistencia y ductilidad. Cuando la fracción de volumen de la austenita residual dentro de un intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor cuyo centro está en la posición de 1/4 de espesor desde la superficie de la lámina de acero de base es de menos del 1 %, el efecto de mejorar el equilibrio entre resistencia y ductilidad es débil. Por lo tanto, la fracción en volumen de la

5 austenita residual es preferiblemente del 1 % o más. Con el fin de mejorar el equilibrio entre resistencia y ductilidad, la fracción de volumen de la austenita residual es preferiblemente del 3 % o más y más preferiblemente del 5 % o más. Por otro lado, con el fin de obtener una gran cantidad de austenita residual, se requiere aumentar de manera significativa la cantidad de C que se va a añadir y, como resultado, existe la preocupación de un deterioro en cuanto a la soldabilidad debido a una gran cantidad de C. Por lo tanto, la fracción en volumen de la austenita residual es preferiblemente del 25 % o menos. Además, la austenita residual se transforma en martensita dura con deformación y esta martensita funciona como un origen de la fractura, por lo que la propiedad de brida elástica se deteriora. Por tanto, la fracción de volumen de la austenita residual es más preferiblemente del 20 % o menos.

10 La fracción de volumen de cada estructura contenida en la lámina de acero de base de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización de la presente invención se puede medir mediante el método, por ejemplo, descrito a continuación.

15 La fracción de volumen de cada una de ferrita, ferrita bainítica, bainita, martensita templada, martensita nueva, perlita y cementita gruesa incluida en la estructura de la lámina de acero de base de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización se calcula según el método descrito a continuación. La sección transversal de espesor paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero de base se ajusta como sección observada y se recoge una muestra. La sección observada de la muestra se pule y se somete a un ataque químico con nital. El intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor centrado en la posición de 1/4 del espesor desde la superficie de la lámina de acero de base se observa con un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) para medir las fracciones de área de las estructuras y estas fracciones de área se pueden considerar como las fracciones de volumen de las respectivas estructuras.

20 La fracción de volumen de la austenita residual incluida en la estructura de la lámina de acero de base de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización se evalúa según un método de difracción de rayos X. Dentro de un intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor del espesor desde la superficie de la lámina, una superficie paralela a la superficie de la lámina se somete a acabado especular y la fracción de área de hierro de FCC se mide según un método de difracción de rayos X. La fracción de área medida se usa como fracción de volumen de la austenita residual.

25 Además, en la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización, el espesor de la lámina de acero de base no está particularmente limitado, pero, desde el punto de vista de la planeidad de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente y la controlabilidad en el momento del enfriamiento, el espesor de la lámina de acero de base se encuentra, de manera adecuada, dentro de un intervalo de 0,6 mm o más y menos de 5,0 mm.

(Método de producción de lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente)

A continuación, se describirá con detalle el método de producción de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización.

35 El método de producción de la lámina de acero chapada según la realización incluye una etapa de recocido, una etapa de chapado y una etapa de enfriamiento después de la etapa de chapado.

40 La etapa de recocido es una etapa de calentamiento de una lámina de acero de base hasta 750 °C o más a una velocidad de calentamiento promedia de 1,0 °C/segundo en un intervalo de 600 °C a 750 °C. La etapa de chapado es una etapa de galvanización por inmersión en caliente de la superficie de la lámina de acero mediante la inmersión de la lámina de acero de base en un baño de chapado de zinc en las condiciones de una temperatura de lámina de acero de 440 °C a 480 °C y una cantidad de Al eficaz del 0,050 % al 0,180 % en masa en el baño de chapado, cuando la lámina de acero entra en el baño de chapado que tiene una temperatura de baño de chapado de 450 °C a 470 °C, para formar una capa chapada. En la etapa de enfriamiento después de la etapa de chapado, un proceso de enfriamiento del enfriamiento de la lámina de acero hasta 350 °C después de la etapa de chapado cumple con la Expresión (1) siguiente, que se describirá más adelante.

45 Con el fin de producir la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización de la presente invención, en primer lugar, se produce una lámina de acero de base.

La lámina de acero de base se produce mediante la colada de una plancha a la que se añaden elementos de aleación según las propiedades, el laminado en caliente de la plancha y el laminado en frío de la plancha.

50 En lo sucesivo en la presente memoria, se describirá con detalle cada etapa de producción.

[Etapa de colada]

55 En primer lugar, se somete a colada una plancha que se va a proporcionar para el laminado en caliente. Los componentes químicos (composición) de la plancha son preferiblemente los componentes descritos anteriormente. En cuanto a la plancha que se va a proporcionar para el laminado en caliente, se puede usar una plancha de colada continua o una plancha producida mediante una máquina de colada de plancha delgada o similares.

[Etapa de laminado en caliente]

En la etapa de laminado en caliente, con el fin de suprimir la anisotropía de la orientación del cristal causada por la colada, la temperatura de calentamiento de la plancha es preferiblemente de 1.080 °C o superior. La temperatura de calentamiento de la plancha es más preferiblemente de 1.150 °C o superior. Por otro lado, el límite superior de la temperatura de calentamiento de la plancha no está particularmente limitado. Con el fin de calentar la plancha a una temperatura superior a 1.300 °C, resulta necesario aplicar una cantidad grande de energía, lo que causa un aumento significativo en el coste de producción. Por tanto, la temperatura de calentamiento de la plancha es preferiblemente de 1.300 °C o inferior.

Después del calentamiento de la plancha, se realiza el laminado en caliente. Cuando la temperatura, en el momento en el que se completa el laminado en caliente (temperatura de finalización de laminado), es inferior a 850 °C, la fuerza de reacción de laminado es alta y, por tanto, resulta difícil obtener, de manera estable, un espesor predeterminado. Por lo tanto, la temperatura cuando se completa el laminado en caliente es preferiblemente de 850 °C o superior y más preferiblemente de 875 °C o superior. Por otro lado, con el fin de ajustar la temperatura cuando se completa el laminado en caliente para que sea superior a 980 °C, en la etapa desde la finalización del calentamiento de la plancha hasta la finalización del laminado en caliente, resulta necesario un dispositivo para el calentamiento de la lámina de acero y se requiere un alto coste. Por lo tanto, la temperatura cuando se completa el laminado en caliente es preferiblemente de 980 °C o inferior y más preferiblemente de 960 °C o inferior.

A continuación, la lámina de acero laminada en caliente que se ha sometido a laminado en caliente se bobina en forma de bobina. La velocidad de enfriamiento promedia en el proceso de enfriamiento desde el laminado en caliente hasta el bobinado es preferiblemente de 10 °C/segundo o más. Esto se debe a que cuando la transformación avanza a una temperatura inferior, el tamaño de grano de la lámina de acero laminada en caliente se hace fino y el tamaño de grano eficaz de la lámina de acero de base después del laminado en frío y el recocido se hace fino.

La temperatura de bobinado de la lámina de acero laminada en caliente es preferiblemente de 350 °C o superior y de 750 °C o inferior. Esto se debe a que, en la microestructura de la lámina de acero laminada en caliente, se forma de manera dispersada la perlita y/o la cementita gruesa que tiene un eje principal de 1 µm o más, se localiza la presión introducida mediante el laminado en frío y se produce una transformación inversa en austenita que tiene diversas orientaciones del cristal en la etapa de recocido. Por tanto, se refina la orientación del cristal eficaz de la lámina de acero de base después del recocido. Cuando la temperatura de bobinado es inferior a 350 °C, no se pueden formar la perlita y/o cementita gruesa y, por tanto, no resulta preferible este caso. Además, con el fin de realizar fácilmente el laminado en frío mediante la disminución de la resistencia de la lámina de acero laminada en caliente, la temperatura de bobinado se aumenta más preferiblemente hasta 450 °C o más. Por otro lado, cuando la temperatura de bobinado es superior a 750 °C, se forman la perlita y la ferrita con forma de cinta en la dirección de laminado y los granos eficaces de la lámina de acero de base generados a partir de la parte de ferrita después del laminado en frío y el recocido tienden a extenderse en la dirección de laminado y engrosarse, lo que no resulta preferible. Además, con el fin de refinar el tamaño de grano de los granos eficaces de la lámina de acero de base después del recocido, se disminuye la temperatura de bobinado más preferiblemente hasta 680 °C o menos.

A continuación, se realiza el decapado de la lámina de acero laminada en caliente producida de la manera descrita anteriormente. El decapado se realiza para la retirada de los óxidos sobre la superficie de la lámina de acero laminada en caliente. Por tanto, el decapado es importante para mejorar la adhesión en chapado de la lámina de acero de base. El decapado se puede realizar de una sola vez o en una pluralidad de veces por separado.

[Etapa de laminado en frío]

A continuación, la lámina de acero laminada en caliente después del decapado se somete a laminado en frío para obtener una lámina de acero laminada en frío.

En el laminado en frío, cuando la reducción en laminado total es de más del 85 %, la ductilidad de la lámina de acero se ve afectada y el riesgo de rotura de la lámina de acero durante el laminado en frío se vuelve mayor. Por lo tanto, la reducción en laminado total es preferiblemente del 85 % o menos. Desde este punto de vista, la reducción de laminado total es más preferiblemente del 75 % o menos e incluso más preferiblemente del 70 % o menos. El límite inferior de la reducción en laminado total en la etapa de laminado en frío no está particularmente limitado. Cuando la reducción en laminado total es de menos del 0,05 %, la forma de la lámina de acero de base no es uniforme y el chapado se adhiere de manera irregular, por lo que se ve afectado el aspecto externo de la lámina de acero. Por lo tanto, la reducción en laminado total es preferiblemente del 0,05 % o más y más preferiblemente del 0,10 % o más. El laminado en frío se realiza preferiblemente en una pluralidad de pasadas, pero se puede aplicar cualquier número de pasadas del laminado en frío y cualquier distribución de reducción en laminado a cada pasada.

Cuando la reducción en laminado total en el laminado en frío se encuentra dentro de un intervalo de más del 10 % y menos del 20 %, la recristalización no progresa de manera suficiente en la siguiente etapa de recocido y los granos gruesos en los que se pierde maleabilidad mediante la inclusión de una gran cantidad de dislocaciones permanecen cerca de la superficie y las propiedades de capacidad de doblado y de resistencia a la fatiga se pueden deteriorar en algunos casos. Con el fin de evitar esto, resulta eficaz hacer que permanezca la maleabilidad mediante la reducción

de la reducción en laminado total y la reducción de la acumulación de dislocaciones en los granos. Como alternativa, también resulta eficaz convertir la estructura procesada en granos recristalizados que tengan una cantidad pequeña de acumulación de dislocaciones en el interior reduciendo la reducción en laminado total y haciendo que la recristalización avance de manera suficiente en la etapa de recocido. Desde el punto de vista de la reducción de la acumulación de dislocaciones en los granos, la reducción en laminado total en el laminado en frío es preferiblemente del 10 % o menos y más preferiblemente del 5,0 % o menos. Por otro lado, con el fin de hacer que la recristalización avance de manera suficiente en la etapa de recocido, la reducción en laminado total es preferiblemente del 20 % o más y más preferiblemente del 30 % o más.

[Etapa de recocido]

En la realización de la presente invención, la lámina de acero laminada en frío se somete a recocido. En la realización de la presente invención, se usa preferiblemente una línea de recocido y chapado continuo que tiene una zona de precalentamiento, una zona de reducción y una zona de chapado. Al tiempo que se realiza el proceso de recocido, se deja que la lámina de acero pase a través de la zona de precalentamiento y la zona de reducción y antes de que la lámina de acero llegue a la zona de chapado se completa la etapa de recocido. Después, la etapa de chapado se realiza preferiblemente en la zona de chapado.

Como se describió anteriormente, en el caso de usar una línea de recocido y chapado continuo en la etapa de recocido y la etapa de chapado, por ejemplo, se usa preferiblemente el método descrito a continuación.

La velocidad de calentamiento en la etapa de recocido se relaciona con el progreso de la descarburización en la parte de superficie de la lámina de acero a través del tiempo de tratamiento en la zona de precalentamiento. Cuando la velocidad de calentamiento en la etapa de recocido es baja, la lámina de acero se expone a una atmósfera de oxidación en la zona de precalentamiento durante un largo período de tiempo y, por tanto, la descarburización avanza en la parte de superficie de la lámina de acero. Además, cuando la velocidad de calentamiento es demasiado baja, la oxidación de la lámina de acero avanza y se forman óxidos gruesos en el interior de la lámina de acero en algunos casos. En particular, la velocidad de calentamiento entre 600 °C y 750 °C es importante y, con el fin de evitar una descarburización y oxidación en exceso en la parte de superficie de la lámina de acero, la velocidad de calentamiento promedia durante el calentamiento es de 1,0 °C/segundo o más. Con el fin de evitar la descarburización en la superficie de la lámina de acero, la temperatura de calentamiento promedia entre 600 °C y 750 °C es preferiblemente de 1,5 °C/segundo o más y más preferiblemente de 2,0 °C/segundo o más. La temperatura de calentamiento promedia entre 600 °C y 750 °C es preferiblemente de 50 °C/segundo o menos para garantizar el tiempo de tratamiento en la zona de precalentamiento para promover la formación de fase ζ. Cuando la velocidad de calentamiento promedia es de 50 °C/segundo o menos, se obtiene una capa chapada en la que la relación de la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base en la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base es mayor. Con el fin de promover de manera suficiente la formación de fase ζ, la velocidad de calentamiento promedia es más preferiblemente de 10 °C/segundo o menos.

En la zona de precalentamiento, la parte de superficie de la lámina de acero se somete a un tratamiento de oxidación para la formación de una película de recubrimiento de óxido de Fe que tenga un espesor adecuado. En ese momento, se deja que la lámina de acero pase a través de la zona de precalentamiento en la que la relación de aire en el gas mixto de aire y gas combustible usado para un quemador de precalentamiento, que se describirá más adelante, es de 0,7 o más, al tiempo que se calienta la lámina de acero hasta una temperatura de lámina de acero de 400 °C a 800 °C.

La expresión "relación de aire" es una relación entre "el volumen de aire incluido en el gas mixto por unidad de volumen" y "el volumen de aire que se requiere teóricamente para causar la combustión completa del gas combustible contenido en el gas mixto por unidad de volumen" y se representa mediante la siguiente expresión.

Relación de aire = [volumen de aire incluido en el gas mixto por unidad de volumen (m³)]/[volumen de aire que se requiere teóricamente para causar la combustión completa del gas combustible contenido en el gas mixto por unidad de volumen (m³)]

En la realización, la lámina de acero de base que se deja pasar a través de la zona de precalentamiento se calienta en las condiciones anteriores para formar una película de recubrimiento de óxido de Fe (óxido) que tenga un espesor de 0,01 μm a 5,0 μm sobre la parte de superficie de la lámina de acero de base. La película de recubrimiento de óxido de Fe (óxido) formada sobre la superficie de la lámina de acero se reduce en la zona de reducción y se vuelve una superficie excelente en cuanto a la adhesión en chapado.

En el caso en el que la relación de aire es de más de 1,2 y demasiado alta, se forma una película de recubrimiento de óxido de Fe en exceso sobre la parte de superficie de la lámina de acero y, después de la reducción, la capa descarburizada se vuelve excesivamente espesa. Por consiguiente, la relación de aire es preferiblemente de 1,2 o menos y más preferiblemente de 1,1 o menos. En el caso en el que la relación de aire es de menos de 0,7 y es demasiado baja, no se puede obtener un óxido predeterminado. Por tanto, la relación de aire es de 0,7 o más y preferiblemente de 0,8 o más.

Cuando la temperatura de lámina de acero para dejar que la lámina de acero pase a través de la zona de

precalentamiento es inferior a 400 °C, no se puede formar una película de óxido suficiente. Por consiguiente, la temperatura de lámina de acero para dejar que la lámina de acero pase a través de la zona de precalentamiento (temperatura de finalización de precalentamiento) es de 400 °C o superior y preferiblemente de 600 °C o superior. Por otro lado, cuando la temperatura de lámina de acero para dejar que la lámina de acero pase a través de la zona de precalentamiento es una temperatura alta de más de 800 °C, no se puede realizar la reducción en la siguiente zona de reducción y se forman óxidos gruesos, incluyendo Si y/o Mn, en la parte de superficie de la lámina de acero. Entonces, dado que la película de recubrimiento de óxido crece de manera excesiva, resultará difícil hacer que el espesor de la capa descarburizada esté en un intervalo predeterminado. Por consiguiente, la temperatura de lámina de acero para dejar que la lámina de acero pase a través de la zona de precalentamiento es de 800 °C o inferior y preferiblemente de 750 °C o inferior.

La temperatura de calentamiento máxima en la etapa de recocido es un factor importante para el control de la fracción de la microestructura relacionada con la formabilidad de la lámina de acero para que se encuentre dentro de un intervalo predeterminado. Cuando la temperatura de calentamiento máxima es baja, una gran cantidad de carburos basados en hierro gruesos se deja sin fusionar en el acero y, por tanto, se deteriora la formabilidad. Con el fin de disolver en sólido de manera suficiente los carburos basados en hierro para potenciar la formabilidad, la temperatura de calentamiento máxima es de 750 °C o superior. En particular, con el fin de obtener austenita residual, resulta preferible que la temperatura de calentamiento máxima sea de (Ac1 + 50) °C o superior. El límite superior de la temperatura de calentamiento máxima no está particularmente limitado, pero, desde el punto de vista de la adhesión en chapado, la temperatura de calentamiento máxima es preferiblemente de 950 °C o inferior y más preferiblemente de 900 °C o inferior para la reducción de los óxidos sobre la superficie de la lámina de acero de base.

El punto Ac1 de la lámina de acero es un punto de partida de la transformación inversa de austenita. De manera específica, el punto Ac1 se obtiene mediante el corte de un trozo pequeño de la lámina de acero después del laminado en caliente, el calentamiento del trozo hasta 1.200 °C a 10 °C/segundo y la medición de la cantidad de expansión de volumen durante el calentamiento.

La temperatura alcanza la temperatura de calentamiento máxima en la etapa de recocido (750 °C o superior) en la zona de reducción. En la zona de reducción, la película de recubrimiento de óxido de Fe delgada formada sobre la superficie de la lámina de acero en la zona de precalentamiento se reduce para potenciar la adhesión en chapado. Por lo tanto, la relación entre una presión parcial de vapor de agua $P(H_2O)$ y una presión parcial de hidrógeno $P(H_2)$, $P(H_2O)/P(H_2)$, en la atmósfera en la zona de reducción es de 0,0001 a 2,00. Cuando la $P(H_2O)/P(H_2)$ es de menos de 0,0001, se forman óxidos de Si y/o Mn que actúan como origen del pelado de chapado sobre la capa más externa. Por otro lado, cuando la $P(H_2O)/P(H_2)$ es de más de 2,00, el refinado avanza de manera excesiva en la superficie de la lámina de acero y la aleación de la capa chapada avanza de manera excesiva. Por tanto, se deteriora la adhesión en chapado. Además, cuando la $P(H_2O)/P(H_2)$ es de más de 3,00, la descarburización avanza de manera excesiva y se reduce, de manera notable, una fase dura de la superficie de la lámina de acero de base. Desde este punto de vista, la $P(H_2O)/P(H_2)$ se encuentra preferiblemente dentro de un intervalo de 0,002 a 1,50 y más preferiblemente dentro de un intervalo de 0,005 a 1,20.

Como se describió anteriormente, cuando la $P(H_2O)/P(H_2)$ en la zona de reducción es de 0,0001 a 2,00, no se forman óxidos de Si y/o Mn que actúen como origen del pelado de chapado sobre la capa más externa y se forman óxidos de Si y/o Mn finos que tienen un tamaño máximo de 0,01 μm a 0,4 μm en el interior de la superficie de la lámina de acero. Los óxidos de Si y/o Mn finos suprimen el crecimiento de la recristalización de Fe durante el recocido. Además, el vapor de agua en la atmósfera de reducción hace que la superficie del acero de base se descarburice y, por tanto, la superficie del acero de base, después del recocido, se convierta en ferrita. Como resultado, sobre la superficie del acero de base, después del recocido, se forma una capa refinada que tiene un espesor promedio de 0,1 μm a 5,0 μm y que tiene una ferrita que tiene un tamaño de grano promedio de 0,1 μm a 3,0 μm y que contiene óxidos de Si y/o Mn que tienen un tamaño máximo de 0,01 μm a 0,4 μm .

En la etapa de recocido, las condiciones de fabricación en una etapa de enfriamiento antes de la etapa de chapado, después de que la temperatura alcance la temperatura de calentamiento máxima y antes de que la lámina de acero alcance un baño de chapado (etapa de enfriamiento antes del chapado), no están particularmente limitadas y se presentan los efectos de la presente invención. Por otro lado, en la etapa de enfriamiento antes del chapado, la velocidad de enfriamiento promedio de 750 °C a 700 °C es preferiblemente de 1,0 °C/segundo o más y, además, la velocidad de enfriamiento promedio de 700 °C a 500 °C es preferiblemente de 5,0 °C/segundo o más con el fin de suprimir la formación de perlita y cementita para la obtención de austenita residual. Aunque el límite superior de la velocidad de enfriamiento promedio, en particular, no se proporcione, no resulta preferible una velocidad de enfriamiento promedio excesivamente alta, dado que se requieren una instalación de enfriamiento especial y un refrigerante que no interfieran con la etapa de chapado para obtener la velocidad de enfriamiento promedio excesivamente alta. Desde este punto de vista, la velocidad de enfriamiento promedio en el intervalo de temperatura descrito anteriormente es preferiblemente de 100 °C/segundo o menos y más preferiblemente de 70 °C/segundo o menos.

Después de la etapa de enfriamiento antes del chapado, con el fin de obtener martensita templada, en un período después de que la temperatura de lámina de acero alcance 500 °C y antes de que la lámina de acero alcance un

- baño de chapado, como tratamiento de transformación martensítica, la lámina de acero se puede retener en un intervalo de temperatura predeterminado durante un período de tiempo predeterminado. Con respecto a la temperatura de tratamiento de transformación martensítica, se ajusta un punto Ms de temperatura de partida de transformación martensítica como límite superior y el límite superior es más preferiblemente (punto Ms - 20 °C). El límite inferior en el tratamiento de transformación martensítica es preferiblemente de 50 °C y el límite inferior es más preferiblemente de 100 °C. Además, el tiempo de tratamiento de transformación martensítica es preferiblemente de 1 segundo a 100 segundos y más preferiblemente de 10 segundos a 60 segundos. La martensita obtenida en el tratamiento de transformación martensítica entra en un baño de chapado a una temperatura alta en la etapa de chapado y, después, se convierte en martensita templada.
- 5 El punto Ms se calcula mediante la siguiente expresión.
- Punto Ms [°C] = C al 541 - 474/(1 - VF) - Si al 15 - Mn al 35 - Cr al 17 - Ni al 17 + Al al 19
- En la expresión anterior, VF representa la fracción de volumen de la ferrita y cada uno de C, Si, Mn, Cr, Ni y Al representa la cantidad [% en masa] de cada elemento añadido.
- 15 Resulta difícil medir directamente la fracción de volumen de la ferrita durante la producción. Por lo tanto, cuando el punto Ms se determina en la presente invención, se retira por corte un pequeño trozo de la lámina de acero laminada en frío antes de que la lámina de acero se deje pasar a través de la línea de recocido y chapado continuo. El trozo pequeño se recuece a la misma temperatura que en el caso en el que el trozo pequeño se deja pasar a través de la línea de recocido y chapado continuo y se mide un cambio en el volumen de la ferrita del trozo pequeño, por lo que se usa un valor numérico calculado usando el resultado como fracción de volumen VF de la ferrita.
- 20 Además, después de la etapa de enfriamiento antes del chapado, con el fin de obtener austenita residual, como tratamiento de transformación bainítica, la lámina de acero se puede retener en un intervalo de temperatura de 250 °C a 500 °C durante un período de tiempo predeterminado.
- 25 Cuando la temperatura de tratamiento de transformación bainítica es superior a 500 °C, se forma perlita y/o cementita gruesa y no se puede obtener austenita residual. Por lo tanto, la temperatura de tratamiento de transformación bainítica es preferiblemente de 500 °C o inferior. Con el fin de promover la concentración de carbono en austenita con transformación bainítica, la temperatura de tratamiento de transformación bainítica es más preferiblemente de 485 °C o inferior e incluso más preferiblemente de 470 °C o inferior. Por otro lado, cuando la temperatura de tratamiento de transformación bainítica es inferior a 250 °C, no avanza de manera suficiente la transformación bainítica y no se puede obtener austenita residual. Por lo tanto, la temperatura de tratamiento de transformación bainítica es preferiblemente de 250 °C o superior. Con el fin de avanzar de manera eficaz la transformación bainítica, la temperatura de tratamiento de transformación bainítica es más preferiblemente de 300 °C o superior e incluso más preferiblemente de 340 °C o superior.
- 30 Asimismo, el tiempo de tratamiento de transformación bainítica es preferiblemente de 15 segundos o más y más preferiblemente de 25 segundos o más, por lo que la transformación bainítica avanza de manera suficiente para obtener austenita residual. Además, el tiempo de tratamiento de transformación bainítica es preferiblemente de 500 segundos o menos y más preferiblemente de 300 segundos o menos, por lo que se suprime la formación de perlita y/o cementita gruesa.
- 35 Después de la etapa de enfriamiento antes del chapado, en el caso en el que se realizan tanto el tratamiento de transformación bainítica como el tratamiento de transformación martensítica, con respecto al orden del tratamiento, se realiza el tratamiento de transformación martensítica antes del tratamiento de transformación bainítica.
- 40 [Etapa de chapado]
- A continuación, la lámina de acero de base obtenida como se describió anteriormente se sumerge en un baño de chapado.
- 45 El baño de chapado incluye, principalmente, zinc y tiene una composición en la que la cantidad de Al eficaz, que es un valor obtenido mediante la sustracción de la cantidad total de Fe de la cantidad total de Al en el baño de chapado, es del 0,050 % al 0,180 % en masa. Cuando la cantidad de Al eficaz en el baño de chapado es de menos del 0,050 %, la entrada del Fe en la capa chapada avanza de manera excesiva para afectar a la adhesión en chapado. Por tanto, se requiere que la cantidad de Al eficaz sea del 0,050 % o más. Desde este punto de vista, la cantidad de Al eficaz en el baño de chapado es preferiblemente del 0,065 % o más y más preferiblemente del 0,070 % o más. Por otro lado, cuando la cantidad de Al eficaz en el baño de chapado es de más del 0,180 %, se forman óxidos basados en Al en el límite entre la lámina de acero de base y la capa chapada y el desplazamiento de los átomos de Fe y Zn se inhibe en el mismo límite. Por tanto, se suprime la formación de fase ζ y se deteriora, de manera significativa, la adhesión en chapado. Desde este punto de vista, se requiere que la cantidad de Al eficaz en el baño de chapado sea del 0,180 % o menos y la cantidad de Al eficaz sea preferiblemente del 0,150 % o menos y más preferiblemente del 0,135 % o menos.
- 55 Uno o dos o más elementos de Ag, B, Be, Bi, Ca, Cd, Co, Cr, Cs, Cu, Ge, Hf, I, K, La, Li, Mg, Mn, Mo, Na, Nb, Ni,

Pb, Rb, Sb, Si, Sn, Sr, Ta, Ti, V, W, Zr y REM se pueden mezclar en el baño de chapado y existe un caso preferible en el que se mejora la resistencia a la corrosión o la trabajabilidad de la capa galvanizada por inmersión en caliente según el contenido de cada elemento o similares.

Además, la temperatura del baño de chapado es de 450 °C a 470 °C. Cuando la temperatura del baño de chapado es inferior a 450 °C, se aumenta de manera excesiva la viscosidad del baño de chapado y, por tanto, resulta difícil controlar el espesor de la capa chapada, por lo que se ve afectado el aspecto externo de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente. Por consiguiente, la temperatura del baño de chapado es de 450 °C o superior y preferiblemente de 455 °C o superior. Por otro lado, cuando la temperatura del baño de chapado es superior a 470 °C, se genera una gran cantidad de humos y resulta difícil realizar una producción segura, por lo que la temperatura del baño de chapado es de 470 °C o inferior y preferiblemente de 465 °C o inferior.

Además, cuando la temperatura de lámina de acero en el momento en el que la lámina de acero de base entra en el baño de chapado es inferior a 440 °C, se requiere dar una gran cantidad de calor al baño de chapado para estabilizar la temperatura del baño de chapado a 450 °C o superior, lo que resulta prácticamente inadecuado. Por otro lado, cuando la temperatura de lámina de acero en el momento en el que la lámina de acero de base entra en el baño de chapado es superior a 480 °C, se requiere introducir una instalación de retirada de una gran cantidad de calor del baño de chapado para estabilizar la temperatura del baño de chapado a 470 °C o inferior, lo que resulta inadecuado. Por consiguiente, con el fin de estabilizar la temperatura del baño de chapado, la temperatura de la lámina de acero de base en el momento en el que la lámina de acero de base entra en el baño de chapado es preferiblemente de 440 °C o superior y de 480 °C o inferior. Además, con el fin de controlar el comportamiento de una formación de fase ζ para que sea adecuado, resulta más preferible que la temperatura en el momento en el que la lámina de acero de base entra en el baño de chapado se controle hasta 450 °C o superior y 470 °C o inferior.

La temperatura del baño de chapado se estabiliza preferiblemente a una temperatura dentro de un intervalo de 450 °C a 470 °C. Cuando la temperatura del baño de chapado no se estabiliza, la fase ζ en el baño de chapado se vuelve no uniforme, lo que causa la no uniformidad en el aspecto externo y la adhesión de la capa chapada. Con el fin de estabilizar la temperatura del baño de chapado, resulta preferible que la temperatura de lámina de acero en el momento en el que la lámina de acero entra en el baño de chapado sea sustancialmente coincidente con la temperatura del baño de chapado. De manera específica, debido al límite de controlabilidad de temperatura de una instalación de producción real, la temperatura de lámina de acero en el momento en el que la lámina de acero entra en el baño de chapado se controla preferiblemente para que se encuentre dentro de un intervalo de la temperatura del baño de chapado de ± 4 °C y se controla más preferiblemente para que se encuentre dentro de un intervalo de la temperatura del baño de chapado de ± 2 °C.

Con el fin de tener una cantidad chapada adecuada después de la inmersión de la lámina de acero en el baño de chapado, una cantidad en exceso de zinc sobre la superficie se retira preferiblemente mediante el soplado de un gas de alta presión que incluye, principalmente, nitrógeno sobre la superficie de la lámina de acero.

[Etapa de enfriamiento después del chapado]

Después de la etapa de baño de chapado, en la etapa de enfriamiento del enfriamiento hasta temperatura ambiente después del chapado, se controla un tratamiento de enfriamiento de tal manera que un proceso de enfriamiento hasta 350 °C cumple con la siguiente Expresión (1). De esta manera, se obtiene una cantidad adecuada de fase ζ en la capa chapada.

En la Expresión (1), T(t) [°C] representa una temperatura de lámina de acero, t[segundo] representa el tiempo transcurrido desde el punto de tiempo en que se retira la lámina de acero del baño de chapado como punto de partida, t1[segundo] representa el tiempo transcurrido desde el punto de tiempo en que se retira la lámina de acero del baño de chapado como punto de partida y hasta que la temperatura de lámina de acero alcanza 350 °C y W*Al [% en masa] representa la cantidad de Al eficaz en el baño de chapado. Además, ε, θ, y μ representa, cada uno, términos constantes, cada uno de los que es 2,62 x 10⁷, 9,13 x 10³ y 1,0 x 10⁻¹.

$$0,40 \leq \left[\int_{t_0}^{t_1} \varepsilon \cdot \exp \left\{ - \frac{\theta \cdot \left(\frac{W^*_{Al}}{\mu} \right)^{0,2}}{T(t)} \right\} \cdot t dt \right]^{-0,5} \leq 2,20$$

... Expresión (1)

La Expresión (1) anterior es una expresión relacionada con el comportamiento de formación de una fase ζ y, a medida que aumenta el valor de la Expresión (1) anterior, avanza la formación de fase ζ en la capa chapada. A medida que aumenta la temperatura de lámina de acero y aumenta el tiempo de tratamiento, aumenta el valor de la Expresión (1) anterior. Además, cuando se aumenta la cantidad de Al eficaz en la capa chapada, se disminuye el valor de la Expresión (1) anterior y se inhibe la formación de fase ζ. Cuando la temperatura de lámina de acero se

encuentra dentro de un intervalo de temperatura de 350 °C o inferior, difícilmente se produce la difusión de los átomos de Fe de la lámina de acero de base a la capa chapada y casi se detiene la formación de fase ζ. Por lo tanto, la Expresión (1) anterior se usa para el cálculo a una temperatura de lámina de acero dentro de un intervalo de 350 °C o superior.

5 En la etapa de enfriamiento después del chapado, que se realiza después de la inmersión de la lámina de acero en el baño de chapado, cuando el valor de la Expresión (1) anterior es de menos de 0,40, no se obtiene una cantidad suficiente de la fase ζ en la capa chapada y se ve afectada la adhesión en chapado. Cuando el valor de la Expresión (1) anterior es de 0,40 o más, la formación de fase ζ se promueve de manera suficiente y la relación de la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base en la interfaz completa entre la capa galvanizada por inmersión en caliente y la lámina de acero de base es del 20 % o más. Además, cuando el valor de la Expresión (1) anterior es de 0,40 o más, la relación de la interfaz formada entre los granos de ζ, en los que están presentes los óxidos gruesos, y la lámina de acero de base en la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base es del 50 % o menos. Por consiguiente, con el fin de obtener una adhesión en chapado suficiente, se requiere que el tratamiento de enfriamiento se controle de tal manera que el valor de la Expresión (1) anterior sea de 0,40 o más. Con el fin de potenciar adicionalmente la adhesión en chapado, resulta preferible que el tratamiento de enfriamiento se controle de tal manera que el valor de la Expresión (1) anterior sea de 0,50 o más y resulta más preferible que el tratamiento de enfriamiento se controle de tal manera que el valor de la Expresión (1) anterior sea de 0,60 o más. Por otro lado, cuando el valor de la Expresión (1) anterior en el tratamiento de enfriamiento es excesivamente grande, la aleación de la capa chapada avanza y el contenido de Fe en la capa chapada se aumenta en exceso. Por tanto, se ve afectada la adhesión en chapado. Desde este punto de vista, se requiere que el tratamiento de enfriamiento se realice de tal manera que el valor de la Expresión (1) anterior sea de 2,20 o menos. Con el fin de potenciar adicionalmente la adhesión en chapado, resulta preferible que el tratamiento de enfriamiento se controle de tal manera que el valor de la Expresión (1) anterior sea de 2,00 o menos y resulta más preferible que el tratamiento de enfriamiento se controle de tal manera que el valor de la Expresión (1) anterior sea de 1,80 o menos.

25 En este caso, cuando la temperatura de la lámina de acero se aumenta después de retirarse la lámina de acero del baño de chapado, se aumenta de manera significativa el valor de la Expresión (1) anterior y se deteriora la adhesión en chapado. Además, se reforma la microestructura de la lámina de acero y no se puede obtener austenita residual predeterminada y se deteriora la resistencia. Además, se forman carburos gruesos y existe la preocupación del deterioro en cuanto a la formabilidad. Por lo tanto, la temperatura de lámina de acero después de retirarse la lámina de acero del baño de chapado no se permite que sea superior a la temperatura más alta de la temperatura de lámina de acero antes de sumergirse la lámina de acero en el baño de chapado y la temperatura de baño de chapado.

Por otro lado, como se muestra en un método general de producción de una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, cuando la lámina de acero se enfría rápidamente después de sumergirse la lámina de acero en el baño de chapado, el valor de la Expresión (1) anterior se disminuye de manera significativa. Como resultado, no se obtiene una cantidad suficiente de la fase ζ y se deteriora la adhesión en chapado. Con el fin de ajustar el valor de la Expresión (1) anterior para que se encuentre dentro de un intervalo predeterminado, por ejemplo, después de retirarse la lámina de acero del baño de chapado, la lámina de acero se puede someter a un tratamiento de retención isotérmica durante un período de tiempo predeterminado y, después, se puede enfriar rápidamente.

Además, siempre que el valor de la Expresión (1) anterior se ajuste para que se encuentre dentro de un intervalo predeterminado, se puede realizar otro control de temperatura opcional. Es decir, siempre que el control de temperatura para el ajuste del valor de la Expresión (1) anterior se encuentre dentro del intervalo de la presente invención, se puede adoptar cualquier forma de control de enfriamiento. Por ejemplo, se puede usar una forma de enfriamiento de enfriamiento rápido después de un tratamiento de retención isotérmica o se puede usar una forma de enfriamiento de enfriamiento lento casi constante.

Además, se puede realizar un tratamiento de transformación bainítica, en el que la lámina de acero se retiene durante 15 segundos a 500 segundos o menos dentro de un intervalo de temperatura de 250 °C a 350 °C, para obtener austenita residual después de que se obtenga una cantidad suficiente de la fase ζ en la capa chapada mediante el tratamiento de enfriamiento que cumple con la Expresión (1) anterior. A la temperatura de tratamiento de transformación bainítica de menos de 250 °C, se forma martensita y no se puede obtener una cantidad suficiente de austenita residual. Por lo tanto, la temperatura de tratamiento de transformación bainítica es preferiblemente de 250 °C o superior. La temperatura de tratamiento de transformación bainítica es más preferiblemente de 300 °C o superior para un progreso eficaz de la transformación bainítica. Por otro lado, cuando la temperatura de tratamiento de transformación bainítica es superior a 350 °C, se produce en exceso la difusión de los átomos de Fe de la lámina de acero de base a la capa chapada y, por tanto, se deteriora la adhesión en chapado. Por lo tanto, la temperatura de tratamiento de transformación bainítica es preferiblemente de 350 °C o inferior y más preferiblemente de 340 °C o inferior.

Cuando el tiempo de tratamiento de transformación bainítica es de 15 segundos o más, se obtienen de manera suficiente los efectos del tratamiento de transformación bainítica. El tiempo de tratamiento de transformación bainítica es preferiblemente de 25 segundos o más. Cuando el tiempo de tratamiento de transformación bainítica es de 500 segundos o menos, puede avanzar de manera eficaz el tratamiento de transformación bainítica. El tiempo de tratamiento de transformación bainítica es preferiblemente de 300 segundos o menos.

Con el fin de estabilizar adicionalmente la austenita residual, la lámina de acero se puede enfriar hasta 250 °C o inferior y, después, se puede realizar un tratamiento de recalentamiento. La temperatura de tratamiento y el tiempo de tratamiento del tratamiento de recalentamiento se pueden seleccionar de manera adecuada según las propiedades deseadas. Sin embargo, no se puede obtener un efecto suficiente a una temperatura de tratamiento de recalentamiento de menos de 250 °C. Por lo tanto, la temperatura de tratamiento de recalentamiento es preferiblemente de 250 °C o superior y más preferiblemente de 280 °C o superior. Cuando la temperatura de tratamiento de recalentamiento es superior a 350 °C, se produce en exceso la difusión de los átomos de Fe de la lámina de acero de base a la capa chapada y, por tanto, se deteriora la adhesión en chapado. Por lo tanto, la temperatura de tratamiento de recalentamiento es preferiblemente de 350 °C o inferior y más preferiblemente de 340 °C o inferior.

Además, cuando el tiempo de tratamiento del tratamiento de recalentamiento es mayor de 1.000 segundos, el efecto del tratamiento se satura y, por tanto, el tiempo de tratamiento es preferiblemente de 1.000 segundos o menos.

La lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización se puede producir mediante el método de producción descrito anteriormente. Sin embargo, la presente invención no está limitada a la realización anterior.

Por ejemplo, en el método de producción de la realización descrita anteriormente, se ejemplifica el caso en el que la "etapa de enfriamiento después del chapado", en la que el proceso de enfriamiento hasta 350 °C cumple con la Expresión (1) anterior, se realiza después de la etapa de chapado. Sin embargo, en la etapa de enfriamiento después del chapado, el proceso de enfriamiento hasta 350 °C puede no cumplir con la Expresión (1) anterior. En este caso, con el fin de producir la misma lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente producida en el caso en el que el proceso de enfriamiento hasta 350 °C cumple con la Expresión (1) anterior, se requiere controlar el tiempo de inmersión de baño de chapado para que sea adecuado.

Esto se debe a que se promueve la formación de fase ζ en el baño de chapado y a que se promueve una reacción entre los óxidos de Si y/o Mn presentes sobre la superficie de la lámina de acero de base, sobre la que se forma la capa chapada, y Al en el baño de chapado mediante el aumento del tiempo de inmersión de baño de chapado. A través de la reacción entre los óxidos y Al en el baño de chapado, se reduce parte de los óxidos presentes sobre la superficie de la lámina de acero de base y se reduce el número y la cantidad de los óxidos de Si y/o Mn presentes sobre la superficie de la lámina de acero de base.

Para la obtención del efecto anterior mediante el aumento del tiempo de inmersión de baño de chapado, se requiere ajustar el tiempo de inmersión de baño de chapado hasta 3 segundos o más, preferiblemente 5 segundos o más, más preferiblemente 7 segundos o más e incluso más preferiblemente 10 segundos o más. Cuando el tiempo de inmersión de baño de chapado es de 10 segundos o más, se obtiene la misma lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, en el caso en el que se realiza la "etapa de enfriamiento después del chapado", en la que el proceso de enfriamiento hasta 350 °C cumple con la Expresión (1) anterior. Como resultado, se obtiene una capa chapada en la que la relación de la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base en la interfaz completa entre la capa galvanizada por inmersión en caliente y la lámina de acero de base es del 20 % o más y la relación de la interfaz formada entre los granos de ζ , en los que están presentes los óxidos gruesos, y la lámina de acero de base en la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base es del 50 % o menos.

Cuando se produce la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, en el caso del uso del método en el que el tiempo de inmersión de baño de chapado es de 10 segundos o más, el proceso de enfriamiento hasta 350 °C puede no cumplir con la Expresión (1) anterior en la etapa de enfriamiento después del chapado. Por consiguiente, incluso en una línea de fabricación de lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, en la que no se realiza fácilmente la "etapa de enfriamiento después del chapado" descrita anteriormente, se puede producir fácilmente la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización.

El tiempo de inmersión de baño de chapado se puede determinar para que sea adecuado según el contenido de Al en el baño de chapado. El tiempo de inmersión de baño de chapado es preferiblemente de 20 segundos o menos y más preferiblemente de 15 segundos o menos para garantizar una productividad satisfactoria.

Por ejemplo, en la realización de la presente invención, una película de recubrimiento formada por un óxido compuesto que incluye un óxido de fósforo y/o fósforo se puede aplicar a la superficie de la capa chapada de zinc de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente obtenida mediante el método descrito anteriormente.

La película de recubrimiento formada por un óxido compuesto que incluye un óxido de fósforo y/o fósforo puede funcionar como lubricante cuando se trabaja la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente y puede proteger la capa chapada de zinc formada sobre la superficie de la lámina de acero de base.

Además, en la realización de la presente invención, el laminado en frío se puede realizar sobre la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente enfriada a temperatura ambiente a una reducción en laminado del 3,00 % o menos para la corrección de forma.

El método de producción de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la realización descrita

anteriormente de la presente invención se aplica preferiblemente a la producción de una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente en la que el espesor de la lámina de acero de base es de 0,6 mm o más y menos de 5,0 mm. Cuando el espesor de la lámina de acero de base es de menos de 0,6 mm, resulta difícil mantener la forma de la lámina de acero de base plana y el espesor no es adecuado en algunos casos. Además, cuando el espesor de la lámina de acero de base es de 5,0 mm o más, puede resultar difícil el control del enfriamiento en la etapa de recocido y la etapa de chapado.

[Ejemplos]

Se describirán ejemplos de la presente invención. Las condiciones en los ejemplos son solo una ilustración que se emplea para la confirmación de la viabilidad y los efectos de la presente invención. La presente invención no está limitada a esta ilustración de condiciones. La presente invención puede emplear diversas condiciones, siempre que no se desvíe de la esencia de la presente invención y logre el objeto de la presente invención.

[Ejemplo 1]

Las planchas que tienen los componentes químicos (composición) A a BJ mostrados en las Tablas 1 a 4 se sometieron a colada, se laminaron en caliente en las condiciones (la temperatura de calentamiento de plancha, la temperatura de finalización de laminado) para el laminado en caliente mostradas en las Tablas 5, 6 y 17, se enfriaron en las condiciones (la velocidad de enfriamiento promedio desde la finalización del laminado en caliente hasta el bobinado y la temperatura de bobinado) para la etapa de laminado en caliente mostradas en las Tablas 5, 6 y 17 y, por tanto, se obtuvieron láminas de acero laminadas en caliente.

Posteriormente, las láminas de acero laminadas en caliente se sometieron a decapado y laminado en frío en las condiciones (reducción en laminado) para el laminado en frío mostradas en las Tablas 5, 6 y 17 y, por tanto, se obtuvieron láminas de acero laminadas en frío.

A continuación, las láminas de acero laminadas en frío obtenidas se sometieron a recocido en las condiciones (la relación de aire en la zona de precalentamiento, la temperatura de finalización de precalentamiento en la zona de precalentamiento, la relación de presión parcial $P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2)$ entre el H_2O y el H_2 en la atmósfera de reducción, la velocidad de calentamiento promedio en un intervalo de temperatura de 600 °C a 750 °C, la temperatura de calentamiento máxima T_m) para la etapa de calentamiento en la etapa de recocido mostradas en las Tablas 7 a 9 y 18. La temperatura de finalización de precalentamiento de los Ejemplos experimentales 1 a 96 se encontraba dentro de un intervalo de 645 °C a 718 °C.

Posteriormente, las láminas de acero se sometieron a un tratamiento de enfriamiento en las condiciones (velocidad de enfriamiento 1 (la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperatura de 750 °C a 700 °C), velocidad de enfriamiento 2 (la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperatura de 700 °C a 500 °C), las condiciones para el tratamiento de transformación bainítica 1 (la temperatura de tratamiento, el tiempo de tratamiento), el tratamiento de transformación martensítica (la temperatura de tratamiento, el tiempo de tratamiento)) para la etapa de enfriamiento antes del chapado mostradas en las Tablas 7 a 9 y 18. Con respecto a la lámina de acero que no se había sometido al tratamiento de transformación bainítica 1 y al tratamiento de transformación martensítica, las columnas de las condiciones anteriores para los tratamientos estaban en blanco.

A continuación, las láminas de acero se sumergieron en un baño de chapado de zinc en las condiciones (la cantidad de Al eficaz, la temperatura de baño de chapado (temperatura de baño), la temperatura de entrada de lámina de acero y el tiempo de inmersión) para la etapa de chapado mostradas en las Tablas 10 a 12 y 19 para chaparse.

Después de la etapa de chapado, se realizó un tratamiento de enfriamiento en las condiciones (Expresión (1), las condiciones (la temperatura de tratamiento, el tiempo de tratamiento) para el tratamiento de transformación bainítica 2, las condiciones (la temperatura de tratamiento, el tiempo de tratamiento) para el tratamiento de recalentamiento) para la etapa de enfriamiento después del chapado mostradas en las Tablas 10 a 12 y 19. Con respecto a la lámina de acero que no se había sometido al tratamiento de transformación bainítica 2 y al tratamiento de recalentamiento, las columnas de las condiciones anteriores para los tratamientos estaban en blanco.

Además, el laminado en frío se realizó en las condiciones (reducción en laminado) mostradas en las Tablas 10 a 12 y 19 para obtener las láminas de acero chapadas de los Ejemplos experimentales 1 a 103 (en donde el experimento se detuvo en algunos de los Ejemplos experimentales).

En las láminas de acero chapadas obtenidas (Ejemplos experimentales 1 a 103), se observaron la microestructura de la lámina de acero de base y la capa chapada. Los resultados de observación de la microestructura de la lámina de acero de base y la capa chapada se muestran en las Tablas 13, 14 y 20.

En primer lugar, una sección transversal de espesor paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero de base se ajustó como sección observada y se recogió una muestra de la lámina de acero chapada. La observación de estructura con un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) y un análisis de orientación de cristal de alta resolución según un método de EBSD se realizaron sobre la sección observada de la muestra. La microestructura en un intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor centrada en la posición de 1/4 del espesor desde

- la superficie de la lámina de acero de base se observó para identificar la estructura de construcción. En las Tablas 13, 14 y 20, F representa ferrita granular, WF representa ferrita de tipo aguja, NRF representa ferrita no recristalizada, P representa perlita, θ representa cementita gruesa, BF representa ferrita bainítica, B representa bainita, M representa martensita, tM representa martensita templada y γ representa austenita residual, respectivamente en la observación.
- Además, se recogió un trozo pequeño que tenía un tamaño de 25 mm x 25 mm de la lámina de acero chapada como trozo de ensayo. En el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor desde la superficie del espesor del trozo de ensayo, la superficie paralela a la superficie de la lámina se sometió a acabado especular y la fracción de volumen (fracción γ) de la austenita residual se midió mediante un método de difracción de rayos X.
- Además, una sección transversal de espesor paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero de base se ajustó como sección observada y se recogió una muestra de la lámina de acero chapada. La sección observada de la muestra se observó con un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) para observar la interfaz entre la capa chapada y la lámina de acero de base. A partir del resultado del mismo, se obtuvieron la relación de la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base en la interfaz entre la capa chapada y la lámina de acero de base (relación de ocupación de superficie límite), la relación de la interfaz entre la fase $\delta 1$ y la lámina de acero de base en la interfaz entre la capa chapada y la lámina de acero de base (relación de ocupación de superficie límite) y la relación de la interfaz formada entre los granos de ζ , en los que estaban presentes los óxidos gruesos, y la lámina de acero de base en la interfaz completa entre la fase ζ y la lámina de acero de base (relación de superficie límite cuando los óxidos están presentes) mediante el método descrito anteriormente.
- La cantidad chapada del chapado se obtuvo mediante la fusión de la capa chapada usando un ácido clorhídrico con un inhibidor y la comparación del peso antes y después de la fusión.
- Además, una sección transversal de espesor paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero de base se ajustó como sección observada y se recogió una muestra de la lámina de acero chapada. El espesor promedio de la capa refinada que va a estar en contacto directo con la interfaz entre la lámina de acero de base y la capa galvanizada por inmersión en caliente (el espesor promedio de la capa refinada), el tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa refinada (el tamaño de grano promedio de la ferrita) y el tamaño máximo de uno o dos o más de los óxidos de Si y Mn en la capa refinada (el tamaño máximo del óxido) se obtuvieron mediante el uso del método de medición descrito anteriormente. Los resultados se muestran en las Tablas 13, 14 y 20.
- A continuación, con el fin de investigar las propiedades de cada lámina de acero chapada, se realizaron un ensayo de tracción, un ensayo de expansión en orificio, un ensayo de doblado, un ensayo de evaluación de adhesión, un ensayo de soldadura por puntos, un ensayo de corrosión, un ensayo de propiedad de desbarbado y un ensayo de propiedad de formación de polvo. Las propiedades en cada Ejemplo experimental se muestran en las Tablas 15, 16 y 21.
- Los trozos de ensayo n.º 5, como se describe en el documento JIS Z 2201, se cortaron de las láminas de acero chapadas para realizar un ensayo de tracción según el método descrito en el documento JIS Z2241. Por tanto, se obtuvieron el límite elástico YS, la resistencia a la tracción máxima TS y el alargamiento total El. Las propiedades de tracción se evaluaron de tal manera que el caso en el que la resistencia a la tracción máxima TS fue de 420 MPa o más era satisfactorio.
- Se realizó un ensayo de expansión en orificio según el método descrito en el documento JIS Z 2256. La ductilidad (alargamiento total) El y la expansibilidad en orificio λ de la formabilidad cambia según la resistencia a la tracción máxima TS. Sin embargo, fueron satisfactorias la resistencia, la ductilidad y la expansibilidad en orificio en el caso en el que se cumplió la siguiente Expresión (3).
- $$TS^{1.5} \times El \times \lambda^{0.5} \geq 2,0 \times 10^6 \dots \text{Expresión (3)}$$
- En cuanto a la adhesión en chapado, se sometió cada lámina de acero chapada, a la que se aplicó una presión de tensión uniaxial del 5 %, a un ensayo de impacto de DuPont. Se fijó una cinta adhesiva a la lámina de acero chapada después del ensayo de impacto y, a continuación, se retiró por pelado. El caso en el que no se retiró por pelado el chapado se evaluó como aprobado (o) y el caso en el que se retiró por pelado el chapado se evaluó como suspenso (x). El ensayo de impacto de DuPont se realizó dejando caer un peso de 3 kg sobre la lámina de acero desde una altura de 1 m usando un troquel de punzonado que tenía un radio de curvatura del extremo delantero de 1,27 cm (1/2 pulgada).
- La soldabilidad por puntos se evaluó mediante la realización de un ensayo de punteo continuo. En la condición de que el diámetro de la parte soldada sea de 5,3 veces a 5,7 veces la raíz cuadrada del espesor, se realizó de manera continua la soldadura por puntos 1.000 veces y d_1 del primer punto y $d_{1.000}$ del 1.000º punto de los diámetros de las partes soldadas se compararon entre sí. El caso en el que $d_{1.000}/d_1$ fue 0,90 o más se evaluó como aprobado (o) y el caso en el que $d_{1.000}/d_1$ fue de menos de 0,90 se evaluó como suspenso (x).
- En cuanto a la evaluación de la resistencia a la corrosión, se usó un trozo de ensayo cortado de cada lámina de acero chapada de un tamaño de 150 x 70 mm. El trozo de ensayo se sometió a un tratamiento de conversión

5 química de tipo inmersión basada en fosfato de zinc y, posteriormente, se aplicó una capa de posición de electrodo de catión de 20 μm . Además, se aplicaron una capa intermedia de 35 μm y una capa superior de 35 μm y, a continuación, se sellaron la superficie posterior y la parte de extremo con una cinta aislante. En el ensayo de resistencia a la corrosión, se usó CCT que tenía un ciclo de SST de 6 h \rightarrow secado de 4 h \rightarrow humectación de 4 h \rightarrow refrigeración de 4 h. La evaluación de la resistencia a la corrosión después del recubrimiento se realizó de tal manera que la superficie cubierta se cortó transversalmente con un cortador hasta que el corte alcanzó la lámina de acero de base y se midió un ancho hinchado después de 60 ciclos de CCT. El caso en el que el ancho hinchado era de 3,0 mm o menos se evaluó como aprobado (o) y el caso en el que el ancho hinchado era de más de 3,0 mm se evaluó como suspenso (x).

10 Las propiedades de desbarbado se evaluaron usando un trozo de ensayo cortado de cada lámina de acero chapada de un tamaño de 70 mm x 150 mm. En primer lugar, se realizó cada etapa de formación de una película de recubrimiento de conversión química y desengrasado para automóviles y recubrimiento de 3 capas sobre el trozo de ensayo. A continuación, en un estado en el que el trozo de ensayo se enfrió y retuvo a -20 °C, se aplicaron verticalmente diez piedras trituradas (de 0,3 g a 0,5 g) con una presión de aire de 2 kef/cm^2 . La aplicación de las
 15 piedras trituradas se repitió cinco veces a cada trozo de ensayo. A continuación, en cada trozo de ensayo, se observaron 50 señales de desbarbado en total y se realizó la evaluación basándose en los siguientes criterios según la posición de la interfaz pelada. El caso en el que la interfaz pelada estaba por encima de la capa chapada (la interfaz entre la capa chapada y la película de recubrimiento de conversión química o la interfaz entre la capa de posición de electrodo y el recubrimiento de capa intermedia) se evaluó como (o) y el caso en el que se produjo un
 20 pelado de interfaz en la interfaz entre la capa chapada y el acero de base se evaluó como (x).

Las propiedades de formación de polvo se evaluaron usando doblado en V (documento JIS Z 2248) para evaluar la trabajabilidad de la capa chapada. Cada lámina de acero chapada se cortó con un tamaño de 50 x 90 mm y se formó un cuerpo formado con una prensa de troquel con forma de V de IR-90° para usarse como trozo de ensayo. En las
 25 ranuras de cada trozo de ensayo, se realizó el pelado de cinta. De manera específica, se prensó una cinta de celofán que tenía un ancho de 24 mm sobre la parte doblada del trozo de ensayo y, después, se retiró por pelado. Se determinó visualmente la parte de la cinta de celofán a una longitud de 90 mm. Los criterios de evaluación fueron los siguientes. El caso en el que se produjo el pelado de la capa chapada en un área de menos del 5 % del área de parte trabajada se evaluó como (o) y el caso en el que se produjo el pelado de la capa chapada en un área de más del 5 % del área de parte trabajada se evaluó como (x).

30

[Tabla 1]

	Componentes químicos (% en masa) Resto: Fe e impurezas inevitables											Comentarios
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O				
A	0,096	0,56	2,57	0,010	0,0020	0,031	0,0038	0,0011				Ejemplo
B	0,081	0,61	1,91	0,013	0,0024	0,121	0,0042	0,0025				Ejemplo
C	0,231	1,50	2,43	0,008	0,0024	0,058	0,0081	0,0019				Ejemplo
D	0,249	0,41	2,02	0,004	0,0014	0,016	0,0030	0,0024				Ejemplo
E	0,144	0,62	1,80	0,008	0,0007	0,069	0,0071	0,0014				Ejemplo
F	0,165	0,78	1,84	0,016	0,0042	0,022	0,0046	0,0014				Ejemplo
G	0,196	0,06	2,05	0,008	0,0016	1,034	0,0031	0,0009				Ejemplo
H	0,110	1,12	1,70	0,018	0,0036	0,024	0,0044	0,0023				Ejemplo
I	0,175	0,78	1,70	0,009	0,0022	0,057	0,0024	0,0006				Ejemplo
J	0,133	0,60	3,35	0,020	0,0011	0,023	0,0044	0,0023				Ejemplo
K	0,176	0,44	2,35	0,004	0,0008	0,072	0,0046	0,0019				Ejemplo
L	0,138	0,64	1,66	0,019	0,0007	0,016	0,0042	0,0010				Ejemplo
M	0,136	0,74	1,66	0,016	0,0012	0,051	0,0004	0,0024				Ejemplo
N	0,339	0,50	1,78	0,014	0,0035	0,037	0,0026	0,0007				Ejemplo
O	0,154	0,75	3,35	0,019	0,0023	0,077	0,0008	0,0026				Ejemplo
P	0,093	0,68	1,60	0,017	0,0016	0,070	0,0016	0,0029				Ejemplo
Q	0,151	0,89	2,11	0,008	0,0037	0,052	0,0025	0,0024				Ejemplo
R	0,197	0,49	1,49	0,010	0,0002	0,056	0,0047	0,0025				Ejemplo
S	0,100	1,84	1,90	0,004	0,0006	0,046	0,0039	0,0024				Ejemplo
T	0,209	0,14	3,05	0,013	0,0010	1,168	0,0025	0,0005				Ejemplo
U	0,182	0,73	2,63	0,032	0,0033	0,029	0,0020	0,0027				Ejemplo
V	0,109	1,06	2,90	0,013	0,0003	0,072	0,0024	0,0022				Ejemplo
W	0,138	0,37	0,85	0,011	0,0036	0,310	0,0020	0,0027				Ejemplo
X	0,130	1,00	1,41	0,014	0,0038	0,027	0,0017	0,0024				Ejemplo
Y	0,147	0,60	2,53	0,004	0,0069	0,046	0,0017	0,0006				Ejemplo
Z	0,187	0,79	1,72	0,008	0,0015	0,055	0,0040	0,0031				Ejemplo

[Tabla 2]

	Componente químicos (% en masa) Resto: Fe e impurezas inevitables											Comentario
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O				
AA	0,107	0,58	1,11	0,010	0,0037	0,025	0,0024	0,0022				Ejemplo
AB	0,045	0,62	1,79	0,005	0,0035	0,049	0,0011	0,0010				Ejemplo
AC	0,139	0,15	2,71	0,009	0,0006	0,048	0,0040	0,0012				Ejemplo
AD	0,090	2,22	2,09	0,010	0,0033	0,019	0,0019	0,0011				Ejemplo
AE	0,132	0,60	2,72	0,017	0,0015	0,021	0,0067	0,0010				Ejemplo
AF	0,162	0,48	1,15	0,017	0,0008	0,112	0,0043	0,0005				Ejemplo
AG	0,102	0,04	2,13	0,011	0,0029	0,068	0,0042	0,0023				Ejemplo
AH	0,081	0,66	1,55	0,012	0,0022	0,020	0,0038	0,0012				Ejemplo
AI	0,062	0,80	2,22	0,018	0,0023	0,062	0,0032	0,0026				Ejemplo
AJ	0,130	0,13	3,24	0,006	0,0020	0,009	0,0046	0,0015				Ejemplo
AK	0,184	0,48	2,25	0,003	0,0037	0,056	0,0032	0,0029				Ejemplo
AL	0,068	0,88	2,71	0,016	0,0042	0,070	0,0024	0,0005				Ejemplo
AM	0,134	0,38	1,31	0,009	0,0040	0,023	0,0004	0,0009				Ejemplo
AN	0,188	0,68	1,99	0,019	0,0052	0,024	0,0039	0,0006				Ejemplo
AO	0,093	0,17	1,96	0,015	0,0031	0,209	0,0011	0,0008				Ejemplo
AP	0,100	0,22	1,65	0,024	0,0032	0,044	0,0043	0,0030				Ejemplo
AQ	0,063	0,82	2,60	0,010	0,0028	0,020	0,0030	0,0010				Ejemplo
AR	0,088	0,43	1,75	0,016	0,0002	0,032	0,0018	0,0025				Ejemplo
AS	0,158	1,40	1,84	0,018	0,0046	0,058	0,0046	0,0005				Ejemplo
AT	0,108	0,55	1,21	0,014	0,0031	0,720	0,0031	0,0028				Ejemplo
AU	0,141	0,35	2,47	0,045	0,0005	0,060	0,0025	0,0007				Ejemplo
AV	0,109	1,01	1,44	0,016	0,0040	0,024	0,0026	0,0025				Ejemplo
AW	0,107	0,95	0,64	0,012	0,0009	0,017	0,0038	0,0016				Ejemplo
AX	0,138	0,45	1,53	0,014	0,0044	0,057	0,0033	0,0024				Ejemplo
AY	0,144	0,77	1,50	0,013	0,0075	0,087	0,0018	0,0021				Ejemplo
AZ	0,130	0,74	3,11	0,017	0,0023	0,044	0,0044	0,0009				Ejemplo
BA	0,011	0,55	2,86	0,010	0,0026	0,022	0,0030	0,0012				Ej. comp.
BB	0,409	0,68	1,98	0,018	0,0023	0,036	0,0046	0,0018				Ej. comp.
BC	0,174	3,25	1,90	0,020	0,0034	0,036	0,0037	0,0033				Ej. comp.
BD	0,148	0,54	0,31	0,009	0,0022	0,033	0,0028	0,0025				Ej. comp.
BE	0,126	0,68	3,77	0,019	0,0032	0,008	0,0052	0,0013				Ej. comp.
BF	0,100	0,53	1,96	0,137	0,0009	0,032	0,0037	0,0015				Ej. comp.
BG	0,099	0,78	1,82	0,013	0,0140	0,021	0,0040	0,0019				Ej. comp.
BH	0,145	0,97	1,95	0,010	0,0012	2,071	0,0007	0,0025				Ej. comp.
BI	0,095	0,60	2,50	0,009	0,0008	0,038	0,0216	0,0007				Ej. comp.
BJ	0,165	0,71	1,76	0,008	0,0031	0,028	0,0036	0,0121				Ej. comp.

[Tabla 3]

Componentes químicos (% en masa) Resto: Fe e impurezas inevitables														Comentarios			
	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	W	Ca	Ce	Mg	Zr	La	REM	Si + Al al 0,7	
A																0,58	Ejemplo
B																0,69	Ejemplo
C																1,54	Ejemplo
D																0,42	Ejemplo
E	0,068															0,67	Ejemplo
F		0,018														0,80	Ejemplo
G			0,179													0,78	Ejemplo
H				1,02												1,14	Ejemplo
I					0,72											0,82	Ejemplo
J						0,67										0,61	Ejemplo
K						0,20										0,49	Ejemplo
L							0,0010									0,65	Ejemplo
M									0,14							0,78	Ejemplo
N									0,0031							0,52	Ejemplo
O										0,0008						0,80	Ejemplo
P											0,0034					0,73	Ejemplo
Q													0,0021			0,92	Ejemplo
R														0,0012		0,53	Ejemplo
S															0,0018	1,87	Ejemplo
T	0,009	0,028														0,96	Ejemplo
U					0,79	0,56										0,75	Ejemplo
V	0,017							0,0025								1,11	Ejemplo
W	0,009	0,041		0,63		0,03	0,0037									0,59	Ejemplo
X	0,017			0,30												1,02	Ejemplo
Y	0,009	0,026								0,0017	0,0018					0,63	Ejemplo
Z	0,009	0,006	0,033			0,14	0,0004			0,0004						0,83	Ejemplo

[Tabla 4]

Componentes químicos (% en masa) Resto: Fe e impurezas inevitables														Comentarios			
	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	W	Ca	Cc	Mg	Zr	La	REM	Si + Al a l 0,7	
AA	0,098															0,59	Ejemplo
AB	0,028															0,66	Ejemplo
AC		0,067														0,18	Ejemplo
AD		0,019														2,23	Ejemplo
AE	0,059	0,012														0,62	Ejemplo
AF	0,015	0,035														0,56	Ejemplo
AG	0,070		0,105													0,09	Ejemplo
AH		0,037		0,42												0,67	Ejemplo
AI	0,065				0,40											0,84	Ejemplo
AJ		0,058				0,14										0,14	Ejemplo
AK	0,046	0,013					0,31									0,52	Ejemplo
AL	0,033	0,003					0,0016		0,08	0,0016						0,93	Ejemplo
AM	0,034															0,39	Ejemplo
AN		0,046														0,70	Ejemplo
AO	0,055										0,0030					0,32	Ejemplo
AP		0,027										0,0027				0,25	Ejemplo
AQ	0,061	0,008											0,0006			0,83	Ejemplo
AR	0,008	0,034												0,0021		0,45	Ejemplo
AS															0,0036	1,44	Ejemplo
AT		0,044														1,06	Ejemplo
AU	0,047				0,69	0,24										0,39	Ejemplo
AV		0,055						0,0040								1,02	Ejemplo
AW	0,052			0,80			0,09	0,0006								0,96	Ejemplo
AX		0,042		0,13									0,0036			0,49	Ejemplo
AY	0,005	0,051								0,0027	0,0006					0,83	Ejemplo
AZ	0,056	0,045	0,015	0,09	0,13	0,04	0,03	0,0004				0,0008				0,77	Ejemplo
BA																0,56	Ej. comp.
BB																0,70	Ej. comp.
BC																3,28	Ej. comp.
BD																0,57	Ej. comp.
BE																0,68	Ej. comp.
BF																0,55	Ej. comp.
BG																0,79	Ej. comp.
BH																2,42	Ej. comp.
BI																0,62	Ej. comp.
BJ																0,73	Ej. comp.

[Tabla 5]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de laminado en caliente				Temperatura de bobinado °C	Etapa de laminado en frío		Comentarios
		Temperatura de calentamiento de plancha °C	Temperatura de finalización de laminado °C	Velocidad de enfriamiento promedio °C/s	Temperatura de bobinado °C		Reducción en laminado %		
1	A	1220	954	23	597	50	Ejemplo		
2	A	1230	913	17	559	50	Ejemplo		
3	A	1235	906	14	601	50	Ej. comp.		
4	B	1190	934	29	583	64	Ejemplo		
5	B	1220	911	15	604	29	Ejemplo		
6	B	1220	928	16	607	0,00	Ej. comp.		
7	C	1190	888	27	584	42	Ejemplo		
8	C	1235	934	65	570	42	Ejemplo		
9	C	1195	873	13	600	42	Ej. comp.		
10	D	1240	914	44	600	52	Ejemplo		
11	D	1240	892	13	608	72	Ejemplo		
12	D	1215	944	35	587	34	Ejemplo		
13	E	1210	918	12	660	43	Ejemplo		
14	F	1240	868	28	558	32	Ejemplo		
15	G	1205	900	57	560	50	Ejemplo		
16	H	1225	947	14	650	55	Ejemplo		
17	I	1200	949	24	562	44	Ejemplo		
18	J	1210	921	63	587	42	Ejemplo		
19	J	1250	896	49	573	0,22	Ejemplo		
20	J	1200	927	16	583	55	Ejemplo		
21	K	1235	911	23	554	46	Ejemplo		
22	L	1210	927	19	610	50	Ejemplo		
23	M	1250	908	20	573	31	Ejemplo		
24	N	1235	917	21	573	57	Ejemplo		
25	N	1210	904	63	553	0,14	Ejemplo		
26	N	1245	941	61	572	55	Ej. comp.		
27	O	1235	896	17	542	39	Ejemplo		
28	P	1185	961	13	668	44	Ejemplo		
29	Q	1180	938	36	563	46	Ejemplo		
30	R	1185	915	31	574	64	Ejemplo		
31	S	1215	888	28	496	68	Ejemplo		
32	S	1210	876	54	554	70	Ejemplo		
33	S	1190	898	30	565	55	Ej. comp.		
34	T	1195	899	18	614	65	Ejemplo		

35	T	1210	894	56	566	89	Ej. comp.
36	U	1190	907	57	385	59	Ejemplo
37	V	1205	915	12	657	53	Ejemplo
38	W	1225	905	46	566	41	Ejemplo
39	X	1235	872	24	589	53	Ejemplo
40	X	1230	940	27	543	57	Ej. comp.
41	Y	1195	897	16	544	37	Ejemplo
42	Z	1185	924	22	579	42	Ejemplo
43	Z	1245	952	28	591	57	Ej. comp.
44	AA	1185	934	21	607	51	Ejemplo
45	AA	1185	927	21	589	71	Ejemplo
46	AA	1210	911	17	553	24	Ejemplo
47	AB	1230	949	29	600	57	Ejemplo
48	AB	1220	923	16	596	7,4	Ejemplo

[Tabla 6]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de laminado en caliente			Etapa de laminado en frío		Comentarios
		Temperatura de calentamiento de plancha °C	Temperatura de finalización de laminado °C	Velocidad de enfriamiento promedio °C/s	Temperatura de bobinado °C	Reducción en laminado %	
49	AB	1205	921	15	614	67	Ejemplo
50	AC	1210	929	16	581	46	Ejemplo
51	AC	1255	899	19	579	65	Ejemplo
53	AD	1225	940	29	594	59	Ejemplo
54	AD	1250	904	47	610	0,09	Ejemplo
55	AD	1235	893	17	542	58	Ejemplo
56	AE	1200	900	21	579	55	Ejemplo
57	AF	1230	921	67	582	52	Ejemplo
58	AG	1205	891	28	556	50	Ejemplo
59	AH	1185	902	19	593	44	Ejemplo
60	AH	1230	889	31	561	46	Ejemplo
61	AH	1240	936	62	588	50	Ejemplo
62	AI	1215	894	22	555	49	Ejemplo
63	AJ	1205	906	46	596	56	Ejemplo
64	AK	1230	901	56	582	43	Ejemplo
65	AK	1235	899	20	597	3,4	Ejemplo
66	AK	1230	887	56	589	80	Ej. comp.
67	AL	1195	927	23	525	58	Ejemplo
68	AL	1250	904	32	563	68	Ej. comp.
69	AM	1245	890	28	559	59	Ejemplo
70	AN	1215	911	31	604	47	Ejemplo
71	AO	1250	967	63	578	67	Ejemplo
72	AP	1250	916	21	556	67	Ejemplo
73	AQ	1225	906	19	606	31	Ejemplo
74	AR	1225	892	45	561	45	Ejemplo
75	AS	1230	952	17	592	52	Ejemplo
76	AS	1255	880	48	387	50	Ejemplo
77	AS	1235	906	17	630	9,1	Ej. comp.
78	AT	1190	947	17	670	42	Ejemplo
79	AU	1205	943	33	580	59	Ejemplo
80	AV	1205	892	18	593	34	Ejemplo
81	AW	1210	898	19	585	47	Ejemplo
82	AW	1210	929	40	710	50	Ejemplo
83	AW	1200	870	18	597	50	Ej. comp.

84	AX	1250	869	27	556	57	Ejemplo	
85	AY	1220	931	31	604	56	Ejemplo	
86	AZ	1230	897	15	587	32	Ejemplo	
87	BA	1230	914	31	600	59	Ej. comp.	
88	BB	1210	934	49	600	62	Ej. comp.	
89	BC	Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el enfriamiento						Ej. comp.
90	BD	1210	904	19	546	50	Ej. comp.	
91	BE	Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el calentamiento						Ej. comp.
92	BF	Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el calentamiento						Ej. comp.
93	BG	1240	927	28	605	64	Ej. comp.	
94	BH	Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el enfriamiento						Ej. comp.
95	BI	1255	911	16	561	53	Ej. comp.	
96	BJ	1185	889	29	573	53	Ej. comp.	

[Tabla 7]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de calentamiento										Etapa de recocido					Etapa de enfriamiento antes del chapado					Comentarios
		Velocidad de calentamiento promedio		Temperatura de calentamiento máxima Tm	Ac1	Tm- Ac1	Zona de precalentamiento		Zona de reducción	Velocidad de enfriamiento		Tratamiento de transformación bainítica 1		Tratamiento de transformación martensítica		s						
		°C/s	°C	°C	°C	Relación en aire	P(H ₂ O) / P(H ₂)	°C/s	°C/s	°C	s	°C	s	°C								
1	A	2,9	813	715	98	0,9	0,85	2,0	33,9						Ejemplo							
2	A	1,4	773	715	58	1,0	0,57	1,2	9,4		464	49			Ejemplo							
3	A	4,1	861	715	146	1,0	0,76	2,3	23,3		469	33			Ej. comp.							
4	B	2,4	875	721	154	0,9	0,71	1,3	23,0		405	115			Ejemplo							
5	B	1,9	776	721	55	1,0	0,006	1,7	23,3		450	57			Ejemplo							
6	B	Experimento detenido debido a la desactivación del tratamiento de recocido por el defecto de forma de la lámina de acero														Ej. comp.						
7	C	2,4	807	751	56	1,1	0,63	2,2	13,5		473	52			Ejemplo							
8	C	2,0	783	751	32	0,9	0,64	1,5	43,9						Ejemplo							
9	C	4,3	815	751	64	0,4	0,54	3,0	11,4						Ej. comp.							
10	D	4,4	875	717	158	0,9	0,84	2,4	12,7		451	59			Ejemplo							
11	D	2,7	804	717	87	0,9	0,08	2,0	4,0		448	66			Ejemplo							
12	D	5,1	831	717	114	1,0	0,78	3,3	33,3		367	238	156	15	Ejemplo							
13	E	3,5	838	717	121	1,0	0,60	2,2	30,3		460	28			Ejemplo							
14	F	1,6	844	731	113	0,9	0,47	1,0	9,4		486	43			Ejemplo							
15	G	3,4	868	765	103	0,9	0,47	1,9	15,2		433	39			Ejemplo							
16	H	2,2	766	749	17	0,8	0,64	2,0	10,9		439	42			Ejemplo							
17	I	6,0	875	714	161	1,0	0,59	3,3	12,6		465	125			Ejemplo							
18	J	2,8	785	716	69	0,9	0,70	2,2	11,8		430	58			Ejemplo							
19	J	1,4	760	716	44	0,9	1,18	1,3	8,8		234	31			Ejemplo							
20	J	1,6	849	716	133	0,9	0,89	1,1	7,4		371	231			Ejemplo							
21	K	2,9	849	712	137	1,1	0,72	2,0	19,3		327	86			Ejemplo							
22	L	1,4	877	715	162	0,9	0,50	1,8	6,2		413	35			Ejemplo							
23	M	2,7	769	734	35	0,9	0,44	2,4	54,4						Ejemplo							
24	N	1,5	875	716	159	0,8	0,60	0,4	7,6						Ejemplo							
25	N	2,4	781	716	65	1,1	0,58	2,0	15,0		446	176			Ejemplo							
26	N	2,0	873	716	157	0,9	0,80	1,1	10,3		423	29			Ej. comp.							
27	O	2,0	774	716	58	1,1	0,77	1,9	18,5						Ejemplo							
28	P	4,6	803	723	80	1,0	0,77	3,4	24,3						Ejemplo							
29	Q	3,5	900	737	163	1,0	0,75	1,7	16,9		380	87			Ejemplo							
30	R	3,1	789	733	56	1,1	1,00	2,5	18,7		447	29			Ejemplo							
31	S	2,8	893	766	127	0,9	0,62	1,4	7,6						Ejemplo							
32	S	1,8	779	766	13	0,7	0,74	1,5	9,2						Ejemplo							

[Tabla 8]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de recocido										Etapa de enfriamiento antes del chapado				Comentarios					
		Etapa de calentamiento					Zona de precipitación		Zona de reducción		Velocidad de enfriamiento 1		Velocidad de enfriamiento 2		Tratamiento de transformación bainítica 1		Tratamiento de transformación martensítica				
		Velocidad de calentamiento promedio	Temperatura de calentamiento máxima Tm	Ac1	Tm-Ac1	Relación en aire	P(H ₂ O)/P(H ₂)	°C/s	°C/s	Temperatura de tratamiento	°C	Temperatura de tratamiento	°C	Temperatura de tratamiento	°C		Temperatura de tratamiento	°C	Tempo de tratamiento	s	Tempo de tratamiento
33	S	0,3	847	766	81	0,9	0,73	1,4	29,7	461	32									Ej. comp.	
34	T	4,2	834	762	72	0,9	0,79	2,7	26,7	472	27									Ejemplo	
35	T						Experimento detenido debido a la rotura de la lámina por el laminado en frío														
36	U	3,3	844	710	134	1,0	0,57	2,0	10,5											Ej. comp.	
37	V	2,3	823	731	92	0,8	0,86	1,5	12,6	444	301									Ejemplo	
38	W	1,3	814	761	53	0,8	0,73	1,3	8,9	389	22									Ejemplo	
39	X	3,6	824	739	85	1,0	0,73	2,4	14,8	476	28									Ejemplo	
40	X	3,8	839	739	100	0,9	2,35	2,0	10,4	461	35									Ej. comp.	
41	Y	2,6	774	718	56	1,0	0,51	2,3	8,7											Ejemplo	
42	Z	2,5	843	724	119	1,0	0,49	1,5	12,1	491	60									Ejemplo	
43	Z	2,3	821	724	97	1,5	0,55	1,5	10,3	448	57									Ej. comp.	
44	AA	3,7	830	735	95	0,9	0,50	2,4	55,0											Ejemplo	
45	AA	1,4	776	735	41	0,9	0,67	1,2	11,9											Ejemplo	
46	AA	2,9	881	735	146	0,9	0,60	1,6	12,7											Ejemplo	
47	AB	4,0	867	723	144	1,0	0,91	2,2	3,0											Ejemplo	
48	AB	2,3	839	723	116	1,0	0,78	1,4	50,0											Ejemplo	
49	AB	1,6	810	723	87	1,1	0,68	1,2	26,7											Ejemplo	
50	AC	2,6	842	710	132	1,1	0,89	1,6	15,3											Ejemplo	
51	AC	4,9	814	710	104	0,8	0,70	3,4	13,1	478	44									Ejemplo	
53	AD	4,9	823	775	48	0,9	0,59	3,3	12,6											Ejemplo	
54	AD	1,3	808	775	33	0,9	0,79	0,7	16,0											Ejemplo	
55	AD	1,2	830	775	55	1,0	0,48	1,0	12,1											Ejemplo	
56	AE	2,3	833	720	113	0,9	0,80	1,5	7,9											Ejemplo	
57	AF	6,5	891	722	169	1,1	0,75	3,4	15,3											Ejemplo	
58	AG	2,8	816	709	107	0,8	0,60	2,0	15,0											Ejemplo	
59	AH	1,0	759	727	32	1,0	0,68	1,0	34,4											Ejemplo	
60	AH	1,9	891	727	164	1,2	0,56	1,0	16,7											Ejemplo	
61	AH	1,5	833	727	106	0,9	0,61	0,5	20,0											Ejemplo	
62	AI	2,4	784	722	62	1,0	0,86	1,3	28,9	445	29									Ejemplo	
63	AJ	3,5	777	698	79	1,1	0,67	3,0	21,2											Ejemplo	
64	AK	1,6	760	707	53	0,9	0,72	1,5	11,3											Ejemplo	

[Tabla 9]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de calentamiento										Etapa de recocido					Etapa de enfriamiento antes del chapado				Comentarios
		Velocidad de calentamiento promedio		Temperatura de calentamiento máxima Im		Zona de calentamiento		Zona de precalentamiento		Zona de reducción		Velocidad de enfriamiento 1		Velocidad de enfriamiento 2		Tratamiento de transformación bainítica 1		Tratamiento de transformación martensítica			
		°C/s	°C	Ac1	Tm-Ac1	Relación en aire	P(H ₂ O)/P(H ₂)	°C/s	°C/s	°C	°C	°C	°C	°C	°C	°C	s	°C	s		
65	AK	2,5	899	707	192	1,0	1,55	1,2	18,6	475	41								Ejemplo		
66	AK	1,6	843	707	136	0,9	0,75	1,0	20,7										Ej. comp.		
67	AL	2,6	772	725	47	1,0	0,43	1,4	21,4										Ejemplo		
68	AL	2,1	778	725	53	1,1	0,75	2,2	11,8										Ej. comp.		
69	AM	3,4	806	726	80	1,0	0,62	2,5	24,3										Ejemplo		
70	AN	2,4	887	730	157	1,0	0,85	1,3	4,2										Ejemplo		
71	AO	2,6	836	720	116	1,1	0,82	1,6	27,2										Ejemplo		
72	AP	3,9	772	714	58	0,9	0,23	3,4	18,7										Ejemplo		
73	AQ	2,7	808	710	98	1,0	0,49	1,9	26,7										Ejemplo		
74	AR	2,4	812	712	100	0,9	0,67	1,7	10,5										Ejemplo		
75	AS	1,8	801	758	43	1,0	0,54	1,7	10,3										Ejemplo		
76	AS	3,2	882	758	124	1,0	0,13	1,7	13,3	405	217								Ejemplo		
77	AS	1,2	785	758	27	1,1	0,51	1,0	33,9										Ej. comp.		
78	AT	3,4	827	768	59	1,0	0,76	2,2	30,3										Ejemplo		
79	AU	3,7	887	702	185	0,8	0,71	1,9	24,0										Ejemplo		
80	AV	3,7	894	739	155	1,0	0,75	1,9	55,0										Ejemplo		
81	AW	2,5	790	756	34	0,9	0,96	2,0	8,9										Ejemplo		
82	AW	2,3	912	756	156	0,9	1,23	1,1	10,8										Ejemplo		
83	AW	1,4	782	756	26	0,9	0,0000	1,1	19,7										Ej. comp.		
84	AX	3,8	772	731	41	0,8	0,90	3,3	23,8										Ejemplo		
85	AY	3,4	807	727	80	0,8	0,05	2,4	55,6										Ejemplo		
86	AZ	1,1	776	714	62	1,0	0,58	0,7	7,6										Ejemplo		
87	BA	3,8	839	702	137	1,0	0,77	2,4	16,9										Ej. comp.		
88	BB	3,0	775	721	54	0,9	0,71	2,6	18,6										Ej. comp.		
89	BC						Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el enfriamiento												Ej. comp.		
90	BD	2,2	808	740	68	0,8	0,63	1,6	26,7										Ej. comp.		
91	BE						Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el calentamiento												Ej. comp.		
92	BF						Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el calentamiento												Ej. comp.		
93	BG	3,5	831	722	109	0,9	0,85	2,3	12,6										Ej. comp.		
94	BH						Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el enfriamiento												Ej. comp.		
95	BI	4,6	804	713	91	0,8	0,63	3,4	15,3										Ej. comp.		
96	BJ	3,7	809	733	76	0,8	0,76	2,7	10,3										Ej. comp.		

[Tabla 10]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de chapado				Etapa de enfriamiento después del chapado				Laminado en frío		Comentarios
		Baño de chapado		Tiempo de inmersión	Expresión (1)	Tratamiento de transformación bainítica 2		Tratamiento de recalentamiento		Reducción en laminado		
		Temperatura de baño	Temperatura de entrada de lámina de acero			Temperatura de tratamiento	Tempo de tratamiento	Temperatura de tratamiento	Tempo de tratamiento			
% en masa	°C	°C	s	°C	s	°C	s	°C	s	%		
1	A	0,104	459	459	3,0	0,62	338	57			0,16	Ejemplo
2	A	0,144	465	445	10,7	0,42					0,20	Ejemplo
3	A	0,112	456	456	3,0	0,33					0,23	Ej. comp.
4	B	0,098	463	454	5,8	0,65					0,11	Ejemplo
5	B	0,099	460	445	5,4	0,57					0,12	Ejemplo
6	B											Ej. comp.
7	C	0,087	463	464	10,0	0,81					0,00	Ejemplo
8	C	0,102	461	446	9,1	0,51	328	113			0,00	Ejemplo
9	C	0,096	461	457	3,2	0,61	327	151			0,23	Ej. comp.
10	D	0,106	452	463	11,3	0,45					0,21	Ejemplo
11	D	0,058	461	455	4,4	1,50					0,17	Ejemplo
12	D	0,098	462	469	7,9	0,62					0,16	Ejemplo
13	E	0,090	457	460	5,9	0,68					0,09	Ejemplo
14	F	0,086	458	459	5,3	0,90					0,17	Ejemplo
15	G	0,088	455	462	4,1	0,68					0,20	Ejemplo
16	H	0,108	462	457	8,6	0,59					0,05	Ejemplo
17	I	0,097	460	469	3,7	0,63					0,15	Ejemplo
18	J	0,090	459	464	10,2	0,71					0,00	Ejemplo
19	J	0,101	463	470	5,8	0,71					0,13	Ejemplo
20	J	0,102	455	454	3,9	0,68	275	25			0,18	Ejemplo
21	K	0,092	458	456	7,5	0,67					0,12	Ejemplo
22	L	0,105	464	466	8,2	0,77			331	27	0,08	Ejemplo
23	M	0,106	460	459	4,2	0,47			305	54	0,18	Ejemplo
24	N	0,091	454	454	8,6	0,82					0,11	Ejemplo
25	N	0,097	459	444	8,6	0,54					0,26	Ejemplo
26	N	0,080	464	473	10,4	2,40					0,09	Ej. comp.
27	O	0,095	461	460	5,7	0,60	314	17			0,18	Ejemplo
28	P	0,107	460	460	5,9	0,46	341	27	264	16	0,19	Ejemplo
29	Q	0,114	464	471	4,5	0,70					0,07	Ejemplo
30	R	0,100	458	464	9,7	0,54					0,12	Ejemplo
31	S	0,100	462	457	5,6	0,69	290	51			0,22	Ejemplo
32	S	0,079	458	476	8,8	1,77					0,05	Ejemplo

[Tabla 11]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de chapado				Etapa de enfriamiento después del chapado				Laminado en frío		Comentarios
		Baño de chapado		Temperatura de entrada de lámina de acero	Tiempo de inmersión	Expresión (1)	Tratamiento de transformación bainítica 2		Tratamiento de recalentamiento		Reducción en laminado	
		Temperatura de baño	Cantidad de Al eficaz				Temperatura de tratamiento	Tiempo de tratamiento	Temperatura de tratamiento	Tiempo de tratamiento		
% en masa	°C	°C	s	°C	s	°C	s	°C	s			
33	S	459	0,088	461	5,4	1,04					0,18	Ej. comp.
34	T	459	0,097	457	11,2	0,87					0,07	Ejemplo
35	T											Ej. comp.
36	U	460	0,086	465	7,7	1,19	326	264			0,25	Ejemplo
37	V	460	0,103	456	11,2	0,69					0,09	Ejemplo
38	W	458	0,090	463	9,5	1,24			293	160	0,05	Ejemplo
39	X	467	0,090	456	4,6	0,98					0,17	Ejemplo
40	X	456	0,093	462	4,3	0,87					0,05	Ej. comp.
41	Y	458	0,100	460	5,5	0,90	334	48			0,18	Ejemplo
42	Z	460	0,093	465	4,3	1,03					0,14	Ejemplo
43	Z	462	0,097	469	9,6	1,00					0,26	Ej. comp.
44	AA	462	0,102	456	12,1	0,80					0,00	Ejemplo
45	AA	463	0,092	457	11,8	1,42					0,12	Ejemplo
46	AA	464	0,088	468	4,1	1,24					0,05	Ejemplo
47	AB	461	0,117	462	6,0	0,65					0,61	Ejemplo
48	AB	459	0,069	472	7,5	2,07					0,12	Ejemplo
49	AB	457	0,102	452	3,0	1,05					0,08	Ejemplo
50	AC	457	0,102	451	6,2	0,72					0,13	Ejemplo
51	AC	462	0,119	470	11,9	0,65					0,07	Ejemplo
53	AD	463	0,104	460	4,8	0,63					0,26	Ejemplo
54	AD	468	0,162	464	4,3	0,49					0,14	Ejemplo
55	AD	463	0,110	459	7,9	0,77	308	23			0,18	Ejemplo
56	AE	460	0,084	453	8,9	1,11					0,12	Ejemplo
57	AF	459	0,105	454	12,4	0,55					0,15	Ejemplo
58	AG	461	0,111	457	6,5	0,57					0,04	Ejemplo
59	AH	461	0,086	466	3,5	1,21					0,70	Ejemplo
60	AH	467	0,088	470	3,7	1,41					0,17	Ejemplo
61	AH	459	0,093	462	12,9	0,99					0,22	Ejemplo
62	AI	455	0,103	451	3,5	0,75					0,09	Ejemplo
63	AJ	462	0,087	470	12,7	1,03					0,25	Ejemplo
64	AK	462	0,091	464	4,5	0,88					0,00	Ejemplo

[Tabla 12]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de chapado				Etapa de enfriamiento después del chapado				Laminado en frío	Comentarios	
		Baño de chapado		Temperatura de entrada de lámina de acero °C	Tiempo de inmersión s	Expresión (1)	Temperatura de transformación bainítica 2		Tratamiento de recalentamiento			
		Cantidad de Al eficaz % en masa	Temperatura de baño °C				Temperatura de tratamiento °C	Tiempo de tratamiento s	Temperatura de tratamiento °C			Tiempo de tratamiento s
65	AK	0,092	459	449	11,8	0,64				%	Ejemplo	
66	AK	0,035	461	454	12,7	4,72				0,10	Ej. comp.	
67	AL	0,089	460	466	7,4	0,76				0,07	Ejemplo	
68	AL	0,107	460	462	5,9	2,50				0,09	Ej. comp.	
69	AM	0,096	462	459	5,2	0,58				0,24	Ejemplo	
70	AN	0,088	462	471	3,7	1,09				0,18	Ejemplo	
71	AO	0,114	460	472	9,4	0,65				0,14	Ejemplo	
72	AP	0,097	458	459	3,3	0,55				0,24	Ejemplo	
73	AQ	0,106	462	459	10,7	0,76				0,16	Ejemplo	
74	AR	0,096	456	466	5,3	0,71				0,21	Ejemplo	
75	AS	0,089	458	465	12,9	0,85				0,11	Ejemplo	
76	AS	0,086	461	443	3,0	0,67				0,07	Ejemplo	
77	AS	0,229	464	467	5,0	0,12				0,08	Ej. comp.	
78	AT	0,099	466	456	11,1	0,72				0,12	Ejemplo	
79	AU	0,118	457	457	4,7	0,47				0,18	Ejemplo	
80	AV	0,112	462	466	10,9	0,61				0,22	Ejemplo	
81	AW	0,091	456	458	4,1	1,06				1,24	Ejemplo	
82	AW	0,100	457	478	7,6	0,97	40			0,06	Ejemplo	
83	AW	0,086	458	451	4,4	1,13				0,08	Ej. comp.	
84	AX	0,097	460	463	3,6	0,78				0,27	Ejemplo	
85	AY	0,098	460	463	10,3	0,76				0,13	Ejemplo	
86	AZ	0,103	457	458	12,6	0,90				0,12	Ejemplo	
87	BA	0,105	464	473	10,8	0,89				0,28	Ej. comp.	
88	BB	0,104	462	455	5,0	0,72				0,28	Ej. comp.	
89	BC										Ej. comp.	
90	BD	0,100	459	460	5,8	1,01				0,29	Ej. comp.	
91	BE										Ej. comp.	
92	BF										Ej. comp.	
93	BG	0,118	457	459	10,2	0,62				0,28	Ej. comp.	
94	BH										Ej. comp.	
95	BI	0,104	458	457	11,9	0,62				0,29	Ej. comp.	
96	BJ	0,099	458	454	6,2	0,75				0,28	Ej. comp.	

[Tabla 13]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Microestructura		Contenido		Capa chapada			Lámina de acero de base			Comentarios
		Estructura de constitución	Fración γ	Fe	Al	Relación de ocupación de superficie límite	Relación de superficie límite cuando los óxidos están presentes	Relación de ocupación de superficie límite	Cantidad chapada	Espesor promedio de la capa refinada	Tamaño de grano promedio de la fase de ferrita	
		%	%	%	%	%	%	%	g/m ²	μm	μm	μm
1	A	3	1,7	0,34	62	0	0	0	61	3,1	0,8	0,03
2	A	5	0,8	0,31	22	0	0	0	58	2,7	0,4	0,1
3	A	2	0,3	0,23	3	0	0	0	64	2,6	0,5	0,04
4	B	6	1,2	0,31	37	0	0	0	72	3,3	1,2	0,02
5	B	2	1,8	0,18	60	31	0	0	58	1,0	1,4	0,4
6	B		Experimento detenido debido a la desactivación del tratamiento de recocido por el defecto de forma de la lámina de acero									
7	C	8	2,2	0,18	71	0	0	0	48	2,0	2,4	0,03
8	C	0	1,4	0,31	52	0	0	0	75	1,9	1,6	0,02
9	C	4	0,4	0,20	16	0	0	0	77	1,0	1,0	0,2
10	D	3	1,0	0,27	29	0	0	0	37	3,4	0,4	0,03
11	D	0	4,2	0,11	100	17	0	0	36	0,7	1,1	0,3
12	D	3	1,6	0,28	52	0	0	0	38	3,2	2,3	0,02
13	E	5	1,9	0,27	64	0	0	0	63	2,8	0,4	0,1
14	F	4	2,2	0,19	89	0	0	0	61	2,3	0,4	0,04
15	G	8	3,4	0,23	94	0	0	0	35	4,0	0,7	0,02
16	H	0	1,2	0,17	34	0	0	0	72	2,4	0,6	0,1
17	I	10	1,4	0,20	34	0	0	0	76	1,9	0,4	0,03
18	J	4	1,7	0,22	45	0	0	0	45	2,4	0,3	0,04
19	J	0	1,6	0,35	56	0	0	0	47	4,5	0,6	0,1
20	J	2	1,6	0,28	40	0	0	0	60	3,2	0,3	0,04
21	K	3	1,9	0,28	56	0	0	0	61	3,2	0,3	0,1
22	L	5	2,1	0,20	64	0	0	0	64	2,5	0,4	0,03
23	M	0	1,3	0,36	44	7	0	0	75	1,8	0,7	0,3
24	N	0	2,2	0,20	75	0	0	0	50	2,9	0,5	0,1
25	N	11	1,5	0,19	48	0	0	0	74	3,0	0,8	0,03
26	N	7	5,9	0,26	55	0	45	0	33	3,1	0,9	0,04
27	O	11	1,6	0,29	60	0	0	0	50	2,5	0,3	0,03
28	P	4	0,7	0,34	25	0	0	0	76	2,6	1,4	0,02
29	Q	11	1,5	0,23	44	0	0	0	59	3,0	0,3	0,1
30	R	5	1,2	0,33	59	0	0	0	63	3,0	0,3	0,1
31	S	4	1,1	0,21	31	0	0	0	72	2,0	2,4	0,02

32	S	F, M	0	2,8	0,24	84	0	5	47	1,5	0,6	0,1	Ejemplo	
33	S	F, BF, M, γ	5	1,6	0,20	48	0	0	50	1,8	1,3	0,6	Ej. comp.	
34	T	F, BF, M, γ	5	3,2	0,17	90	0	10	35	4,1	0,4	0,03	Ejemplo	
35	T			Experimento detenido debido a la rotura de la lámina por el laminado en frío										Ej. comp.
36	U	F, BF, M, γ	4	2,7	0,17	65	3	0	62	2,4	0,5	0,3	Ejemplo	
37	V	F, BF, γ	6	1,4	0,18	39	0	0	74	2,9	1,5	0,02	Ejemplo	
38	W	F, NRE, B, BF, M, γ	4	3,3	0,17	55	0	0	51	3,0	0,4	0,1	Ejemplo	
39	X	F, BF, M, γ	3	1,5	0,19	50	0	0	60	3,0	0,4	0,03	Ejemplo	
40	X	F, BF, M, γ	3	6,1	0,26	43	0	35	73	8,1	0,8	0,02	Ej. comp.	
41	Y	F, B, M, γ	3	2,4	0,28	82	0	0	51	2,0	0,3	0,03	Ejemplo	
42	Z	F, BF, M, γ	6	1,9	0,28	35	0	0	75	2,4	0,4	0,02	Ejemplo	
43	Z	F, BF, M, γ	5	9,1	0,33	0	0	40	50	12,8	0,4	0,02	Ej. comp.	
44	AA	F, NRE, BF, B	0	1,9	0,22	59	5	0	62	3,0	0,4	0,2	Ejemplo	
45	AA	F, B	0	3,6	0,29	75	0	14	73	2,8	1,8	0,02	Ejemplo	
46	AA	F, WE, B	0	2,8	0,20	86	0	0	72	2,0	0,6	0,03	Ejemplo	
47	AB	F, P	0	1,5	0,36	48	0	0	49	4,7	0,7	0,1	Ejemplo	
48	AB	F, NRE, B	0	4,7	0,17	88	0	12	34	3,4	0,8	0,1	Ejemplo	

[Tabla 14]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Microestructura		Contenido		Fase ζ			Fase δ I		Lámina de acero de base			Comentarios
		Estructura de constitución	Fracción γ	%	Fe	%	Relación de ocupación de superficie límite	Relación de superficie límite cuando los óxidos están presentes	Relación de ocupación de superficie límite	Cantidad chapada	Espesor promedio de la capa refinada	Tamaño de grano promedio de la fase de ferrita	Tamaño máximo del óxido	
49	AB	F, NRF, B	0	2,8	0,17	90	0	0	0	58	3,4	0,5	0,1	Ejemplo
50	AC	F, B, θ	0	2,6	0,28	100	0	0	0	73	3,5	2,4	0,03	Ejemplo
51	AC	F, NRF, B	0	2,3	0,37	77	0	0	0	71	2,4	1,9	0,03	Ejemplo
53	AD	F, BF, M	0	1,3	0,20	28	32	0	0	33	0,6	0,8	0,4	Ejemplo
54	AD	F, NRF, P	0	1,1	0,41	46	0	0	0	34	2,3	0,6	0,1	Ejemplo
55	AD	F, BF, M, γ	1	2,1	0,23	51	0	0	0	60	1,7	1,5	0,02	Ejemplo
56	AE	F, B	0	2,9	0,19	55	0	0	0	75	2,6	0,7	0,1	Ejemplo
57	AF	F, BF, B	0	1,4	0,23	39	0	0	0	49	3,2	0,7	0,04	Ejemplo
58	AG	F, NRF, B	0	2,2	0,37	50	0	0	0	36	2,5	0,6	0,03	Ejemplo
59	AH	F, NRF, B	0	2,9	0,16	60	0	0	0	32	1,7	1,7	0,01	Ejemplo
60	AH	F, BF, B	0	2,7	0,27	95	0	0	0	37	1,0	0,8	0,03	Ejemplo
61	AH	F, NRF, B	0	2,2	0,29	43	0	0	0	45	1,4	0,5	0,1	Ejemplo
62	AI	F, NRF, BF, M, γ	1	1,6	0,27	54	0	0	0	47	3,1	1,3	0,02	Ejemplo
63	AJ	F, NRF, B	0	4,1	0,33	97	0	0	3	63	2,1	0,7	0,1	Ejemplo
64	AK	F, NRF, B	0	1,9	0,17	58	0	0	0	47	1,3	0,5	0,1	Ejemplo
65	AK	BF, B, M, γ	2	1,4	0,19	31	0	0	0	63	4,7	2,3	0,03	Ejemplo
66	AK	F, B	0	6,1	0,08	66	0	0	34	35	2,2	0,5	0,1	Ej. comp.
67	AL	F, NRF, B	0	2,3	0,29	75	3	0	0	75	0,8	0,8	0,2	Ejemplo
68	AL	F, NRF, B	0	7,3	0,22	36	0	0	64	47	2,2	0,6	0,03	Ej. comp.
69	AM	F, NRF, B	0	1,3	0,23	65	0	0	0	46	3,5	0,5	0,04	Ejemplo
70	AN	F, B, P	0	2,5	0,15	89	0	0	0	48	2,1	0,6	0,03	Ejemplo
71	AO	F, B, M	0	1,9	0,20	70	0	0	0	51	3,0	1,6	0,03	Ejemplo
72	AP	F, NRF, B	0	1,8	0,28	67	5	0	0	58	0,8	0,8	0,3	Ejemplo
73	AQ	F, NRF, B	0	1,4	0,18	48	0	0	0	73	1,5	1,7	0,02	Ejemplo
74	AR	F, NRF, B	0	1,9	0,30	50	0	0	0	36	2,4	0,4	0,04	Ejemplo
75	AS	F, BF, M	0	1,7	0,34	50	0	0	0	74	2,6	0,6	0,04	Ejemplo
76	AS	F, BF, γ	13	1,3	0,28	37	0	0	0	50	0,5	0,7	0,1	Ejemplo
77	AS	F, NRF, B	0	0,4	1,03	5	0	0	0	62	1,3	0,4	0,04	Ej. comp.
78	AT	F, BF, γ	8	1,6	0,35	56	0	0	0	46	3,1	2,3	0,01	Ejemplo
79	AU	F, B	0	1,3	0,20	34	0	0	0	51	1,7	0,4	0,1	Ejemplo
80	AV	F, BF, B, M	0	1,6	0,24	36	0	0	0	72	1,3	0,3	0,1	Ejemplo

81	AW	F, NRE, B	0	2,4	0,23	73	0	0	72	1,6	0,8	0,1	Ejemplo
82	AW	F, WF, BF, B, γ	4	1,9	0,31	53	0	0	49	2,8	1,3	0,02	Ejemplo
83	AW	F, NRE, B	0	0,1	0,30	13	30	0	48	< 0,1	(3,6)	(< 0,01)	Ej. comp.
84	AX	F, NRE, B	0	2,1	0,31	86	0	0	46	2,9	0,6	0,03	Ejemplo
85	AY	F, NRE, B	0	1,7	0,29	61	15	0	50	0,7	0,6	0,3	Ejemplo
86	AZ	F, NRE, B, M	0	2,0	0,31	79	0	0	37	1,5	1,5	0,04	Ejemplo
87	BA	F	0	2,0	0,21	53	0	0	63	3,0	0,5	0,03	Ej. comp.
88	BB	F, B, M	0	1,9	0,26	63	0	0	36	2,2	0,6	0,03	Ej. comp.
89	BC		Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el enfriamiento										
90	BD	F, P, θ	0	2,7	0,21	83	0	0	59	2,8	0,9	0,1	Ej. comp.
91	BE		Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el calentamiento										
92	BF		Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el calentamiento										
93	BG	F, BF, B, M	0	1,6	0,21	54	0	0	47	4,0	0,8	0,1	Ej. comp.
94	BH		Experimento detenido debido a la producción del craqueo de la plancha durante el enfriamiento										
95	BI	F, BF, B, M	0	1,8	0,20	52	0	0	35	2,1	0,5	0,04	Ej. comp.
96	BJ	F, BF, B, M	0	1,9	0,33	68	0	0	74	1,5	0,7	0,1	Ej. comp.

[Tabla 15]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Espesor t mm	Propiedades de tracción		Expansibilidad en orificio λ	$TS_s \times EI$ $\times \lambda^{0,3}$	Adhesión en chapado	Soldabilidad por puntos	Resistencia a la corrosión	Propiedades de desbarbado	Propiedades de formación de polvo	Comentarios
			Resistencia a la tracción TS máxima MPa	Alargamiento total E1 %								
1	A	1,7	861	24	34	3,5 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
2	A	1,2	765	29	35	3,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
3	A	1,8	694	35	29	3,4 E+06	x	0	0	0	0	Ej. comp.
4	B	1,4	558	37	57	3,7 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
5	B	2,0	597	33	45	3,2 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
6	B		Experimento detenido debido a la desactivación del tratamiento de recocido por el defecto de forma de la lámina de acero									
7	C	1,4	1017	21	29	3,7 E+06	0	0	0	0	0	Ej. comp.
8	C	1,4	981	17	33	3,0 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
9	C	1,4	1010	18	28	3,1 E+06	x	0	x	0	0	Ej. comp.
10	D	1,3	738	27	37	3,3 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
11	D	0,5	624	27	39	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
12	D	2,3	853	23	41	3,7 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
13	E	1,7	804	22	54	3,7 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
14	F	1,7	748	25	41	3,3 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
15	G	1,2	741	31	34	3,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
16	H	1,4	814	25	25	2,9 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
17	I	1,4	950	23	28	3,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
18	J	1,9	1042	17	35	3,4 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
19	J	2,3	1128	13	27	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
20	J	1,0	981	17	46	3,5 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
21	K	1,3	1090	17	26	3,1 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
22	L	1,2	847	24	33	3,4 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
23	M	2,0	941	14	48	2,8 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
24	N	1,2	727	21	39	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
25	N	2,2	948	22	27	3,3 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
26	N	1,0	885	23	25	3,0 E+06	x	0	0	0	x	Ej. comp.
27	O	2,0	918	22	38	3,8 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
28	P	1,8	582	27	53	2,8 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
29	Q	2,0	823	27	29	3,4 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
30	R	1,3	804	26	30	3,2 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
31	S	1,2	755	26	35	3,2 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
32	S	0,6	830	20	31	2,7 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
33	S	1,0	692	27	27	2,6 E+06	x	0	0	0	x	Ej. comp.
34	T	1,4	819	23	45	3,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo

		Experimento detenido debido a la rotura de la lámina por el laminado en frío											Ej. comp.				
	T																
35																	
36	U	1,4	1109	19	24	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo
37	V	1,4	791	22	45	3,3 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo
38	W	1,6	692	26	38	2,9 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo
39	X	1,7	639	32	49	3,6 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo
40	X	1,0	558	33	37	2,6 E+06	x	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ej. comp.
41	Y	1,7	845	23	35	3,3 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo
42	Z	1,9	1010	20	30	3,5 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo
43	Z	1,0	731	19	26	1,9 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ej. comp.
44	AA	1,6	720	23	35	2,6 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo
45	AA	1,0	793	18	45	2,7 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo
46	AA	2,2	627	29	40	2,9 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo
47	AB	1,6	509	33	49	2,7 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo
48	AB	2,0	573	25	61	2,7 E+06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Ejemplo

[Tabla 16]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Espesor t mm	Propiedades de tracción		Expansibilidad en orificio λ		$TS^{1,5} \times E1$ $\times \lambda^{0,5}$	Adhesión en chapado	Soldabilidad por puntos	Resistencia a la corrosión	Propiedades de desbarbado	Propiedades de formación de polvo	Comentarios
			Resistencia a la tracción TS máxima MPa	Alargamiento total E1 %	Expansibilidad en orificio λ %								
49	AB	1,0	555	24	50	2,2 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
50	AC	1,7	739	19	30	2,1 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
51	AC	0,7	802	17	35	2,3 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
53	AD	1,4	695	21	45	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
54	AD	3,2	720	19	59	2,8 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
55	AD	1,0	643	29	42	3,1 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
56	AE	1,9	836	19	34	2,7 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
57	AF	1,5	759	22	39	2,9 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
58	AG	1,3	722	25	32	2,7 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
59	AH	1,7	651	26	35	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
60	AH	2,7	586	32	35	2,7 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
61	AH	2,0	655	25	39	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
62	AJ	1,3	598	33	35	2,9 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
63	AJ	1,8	693	26	29	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
64	AK	2,0	791	21	32	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
65	AK	2,0	843	19	41	3,0 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
66	AK	1,0	781	18	39	2,5 E+06	x	0	x	0	x	Ei. comp.	
67	AL	1,2	709	19	51	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
68	AL	1,2	729	19	43	2,5 E+06	x	0	x	0	x	Ei. comp.	
69	AM	1,4	624	23	51	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
70	AN	1,3	672	21	45	2,5 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
71	AO	1,3	713	25	29	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
72	AP	1,4	595	31	31	2,5 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
73	AQ	1,8	768	23	29	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
74	AR	2,0	734	24	30	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
75	AS	1,8	836	23	27	2,9 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
76	AS	2,0	781	28	35	3,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
77	AS	1,8	687	23	43	2,7 E+06	x	0	0	0	0	Ei. comp.	
78	AT	1,4	721	28	33	3,1 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
79	AU	1,3	819	22	25	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
80	AV	1,2	764	24	26	2,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
81	AW	1,7	639	24	47	2,7 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
82	AW	1,4	584	39	37	3,3 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo	
83	AW	1,4	618	26	40	2,5 E+06	x	0	0	0	0	Ei. comp.	

84	AX	1,7	591	29	43	2,7 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
85	AY	1,4	651	23	53	2,8 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
86	AZ	1,2	953	15	33	2,5 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
87	BA	1,3	362	32	65	1,8 E+06	0	0	0	0	0	Ej. comp.
88	BB	1,3	1426	4	2	3,0 E+05	0	0	0	0	0	Ej. comp.
89	BC											Ej. comp.
90	BD	1,0	451	26	51	1,8 E+06	0	0	0	0	0	Ej. comp.
91	BE											Ej. comp.
92	BF											Ej. comp.
93	BG	1,2	653	23	16	1,5 E+06	0	0	0	0	0	Ej. comp.
94	BH											Ej. comp.
95	BI	1,7	745	16	18	1,4 E+06	0	0	0	0	0	Ej. comp.
96	BJ	1,9	802	15	7	2,0 E+05	0	0	0	0	0	Ej. comp.

[Tabla 17]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de laminado en caliente			Etapa de laminado en frío			Comentarios
		Temperatura de calentamiento de plancha °C	Temperatura de finalización de laminado °C	Velocidad de enfriamiento promedio °C/s	Temperatura de bobinado °C	Reducción en laminado %		
97	A	1200	902	21	601	50	Ejemplo	
98	A	1185	905	22	593	50	Ejemplo	
99	A	1180	888	25	597	50	Ej. comp.	
100	B	1220	903	15	608	60	Ejemplo	
101	B	1225	940	29	559	60	Ejemplo	
102	C	1195	895	28	606	60	Ejemplo	
103	C	1205	914	16	598	60	Ejemplo	

[Tabla 18]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de recocido										Comentarios		
		Etapa de calentamiento					Etapa de enfriamiento antes del chapado							
		Velocidad de enfriamiento promedio	Temperatura de calentamiento máxima Tm	Ac1	Tm-Ac1	Zona de precalentamiento	Zona de reducción	Velocidad de enfriamiento	Velocidad de enfriamiento 2	Temperatura de transformación bainítica 1	Temperatura de transformación martensítica			
°C/s	°C	°C	°C	Relación en aire	Temperatura de finalización	P(H ₂ O)/P(H ₂)	°C/s	°C	°C	°C	s	s		
97	A	2,1	808	715	93	0,9	779	0,15	2,2	30,1	475	54		Ejemplo
98	A	1,9	812	715	97	1,0	717	0,20	2,3	12,9	470	51		Ejemplo
99	A	3,1	861	715	146	1,0	825	0,20	2,1	19,8	477	48		Ej. comp.
100	B	2,0	860	721	139	0,9	653	0,004	1,8	19,5	465	64		Ejemplo
101	B	2,3	854	721	133	1,0	641	0,03	1,7	20,4	459	65		Ejemplo
102	C	12,1	812	751	61	1,1	743	0,31	2,0	15,5	465	66		Ejemplo
103	C	12,5	810	751	59	0,9	702	0,12	1,9	23,0	468	50		Ejemplo

[Tabla 19]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Etapa de chapado				Etapa de enfriamiento después del chapado				Laminado en frío		Comentarios
		Baño de chapado		Temperatura de entrada de lámina de acero	Tiempo de inmersión	Expresión (1)	Temperatura de transformación bainítica 2		Tratamiento de recalentamiento		Reducción en laminado	
		Cantidad de Al eficaz	Temperatura de baño				Temperatura de tratamiento	Tiempo de tratamiento	Temperatura de tratamiento	Tiempo de tratamiento		
97	A	% en masa 0,099	459	458	10,9						0,08	Ejemplo
98	A	0,135	460	456	6,8	0,60					0,10	Ejemplo
99	A	0,106	458	458	10,0	0,53					0,10	Ej. comp.
100	B	0,100	463	458	10,7	0,68					0,11	Ejemplo
101	B	0,103	461	457	12,5	0,63					0,12	Ejemplo
102	C	0,087	463	461	10,1	0,78					0,09	Ejemplo
103	C	0,099	461	457	6,5	0,56					0,10	Ejemplo

[Tabla 20]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Microestructura			Capa chapada				Lámina de acero de base				Comentarios	
		Estructura de constitución	Fracción γ	Contenido		Fase ζ		Cantidad chapada	Espesor promedio de la capa refinada	Tamaño de grano promedio de la fase de ferrita	Tamaño máximo del óxido			
				Fe	Al	Relación de ocupación de superficie límite	Relación de superficie límite cuando los óxidos están presentes					Relación de ocupación de superficie límite		μm^2
97	A	F, BF, M, γ	3	%	1,5	0,25	68	33	0	61	3,4	0,8	0,4	Ejemplo
98	A	F, BF, B, M, γ	6	%	1	0,26	49	21	0	58	2,7	0,4	0,3	Ejemplo
99	A	F, BF, B, M, γ	3	%	1,3	0,30	60	68	0	64	2,8	0,6	0,3	Ej. comp.
100	B	F, BF, B, γ	5	%	1,5	0,28	51	43	0	72	2,6	0,4	0,2	Ejemplo
101	B	F, BF, B, M, γ	4	%	1,4	0,18	60	18	0	58	0,7	1,4	0,4	Ejemplo
102	C	F, BF, γ	10	%	2,0	0,24	64	5	0	48	2,5	0,4	0,2	Ejemplo
103	C	F, WF, BF, M, γ	6	%	2,3	0,20	86	10	0	75	2,1	0,6	0,2	Ejemplo

[Tabla 21]

Ejemplo experimental	Componentes químicos	Espesor t mm	Propiedades de tracción		Expansibilidad en orificio λ %	TS ^{1,5} × E1 × λ ^{0,4}	Adhesión en chapado	Soldabilidad por puntos	Resistencia a la corrosión	Propiedades de desbarbado	Propiedades de formación de polvo	Comentarios
			Resistencia a la tracción TS máxima MPa	Alargamiento total E1 %								
97	A	0,8	825	26	31	3,4 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
98	A	1,2	844	28	27	3,6 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
99	A	1,0	752	26	33	3,1 E+06	±	0	0	0	0	Ej. comp.
100	B	1,2	592	35	56	3,8 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
101	B	0,8	565	36	61	3,8 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
102	C	0,8	952	24	32	4,0 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo
103	C	1,0	1015	19	28	3,3 E+06	0	0	0	0	0	Ejemplo

- El Ejemplo experimental 87 es un ejemplo en el que, dado que el contenido de C era bajo, la fracción de volumen de la fase dura era baja, no se pudo obtener suficiente resistencia a la tracción y se redujo $TS^{1.5} \times EI \times \lambda^{0.5}$.
- El Ejemplo experimental 88 es un ejemplo en el que, dado que el contenido de C era alto, se deterioraron la soldabilidad y la formabilidad y se redujo $TS^{1.5} \times EI \times \lambda^{0.5}$.
- 5 El Ejemplo experimental 89 es un ejemplo en el que el experimento se detuvo dado que el contenido de Si era alto y la plancha se craqueó durante el enfriamiento en la etapa de colada.
- El Ejemplo experimental 90 es un ejemplo en el que, dado que el contenido de Mn era bajo, se formaron grandes cantidades de perlita y cementita gruesa en la etapa de recocido y la etapa de chapado y no se pudo obtener de manera suficiente la resistencia a la tracción y la formabilidad de la lámina de acero y se redujo $TS^{1.5} \times EI \times \lambda^{0.5}$.
- 10 El Ejemplo experimental 91 es un ejemplo en el que el experimento se detuvo dado que el contenido de Mn era alto y la plancha se craqueó durante el calentamiento en la etapa de laminado en caliente.
- El Ejemplo experimental 92 es un ejemplo en el que el experimento se detuvo dado que el contenido de P era alto y la plancha se craqueó durante el calentamiento en la etapa de laminado en caliente.
- 15 El Ejemplo experimental 93 es un ejemplo en el que, dado que el contenido de S era alto y se formó una gran cantidad de sulfuros gruesos, se deterioraron la ductilidad y la expansibilidad en orificio y se redujo $TS^{1.5} \times EI \times \lambda^{0.5}$.
- El Ejemplo experimental 94 es un ejemplo en el que el experimento se detuvo dado que el contenido de Al era alto y la plancha se craqueó durante el enfriamiento en la etapa de colada.
- El Ejemplo experimental 95 es un ejemplo en el que, dado que el contenido de N era alto y se formó una gran cantidad de nitruros gruesos, se deterioraron la ductilidad y la expansibilidad en orificio y se redujo $TS^{1.5} \times EI \times \lambda^{0.5}$.
- 20 El Ejemplo experimental 96 es un ejemplo en el que, dado que el contenido de O era alto y se formó una gran cantidad de óxidos gruesos, se deterioraron la ductilidad y la expansibilidad en orificio y se redujo $TS^{1.5} \times EI \times \lambda^{0.5}$.
- El Ejemplo experimental 6 es un ejemplo en el que la lámina de acero laminada en caliente no se sometió a laminado en frío y el experimento se detuvo dado que el grado de planeidad de la lámina era insuficiente y no se pudo realizar un tratamiento de recocido.
- 25 El Ejemplo experimental 35 es un ejemplo en el que el experimento se detuvo dado que la reducción en laminado en el laminado en frío era alta en exceso y la lámina de acero se rompió.
- El Ejemplo experimental 33 es un ejemplo en el que, dado que la velocidad de calentamiento en la etapa de recocido era baja, el crecimiento de los óxidos en la lámina de acero de base avanzó en exceso para formar óxidos gruesos que funcionaban como origen de la fractura sobre la superficie de la lámina de acero de base, se deterioraron las propiedades de adhesión en chapado y formación de polvo.
- 30 El Ejemplo experimental C99 es un ejemplo en el que, dado que la temperatura de finalización de precalentamiento era alta y se formó una gran cantidad de óxidos gruesos, incluyendo Si y Mn, sobre la superficie de la lámina de acero antes del chapado, la relación de la interfaz formada entre los granos de ζ , en los que están presentes los óxidos gruesos, y la lámina de acero de base con respecto a la interfaz completa entre la fase ζ y la lámina de acero de base era de más del 50 % y, por tanto, la adhesión en chapado es inferior.
- 35 El Ejemplo experimental 9 es un ejemplo en el que, dado que la relación de aire en la zona de calor en exceso en la etapa de recocido era baja, la relación de ocupación de superficie límite de la fase ζ era baja y se produjo el deschapado en partes de la lámina de acero, se deterioraron el aspecto externo, la adhesión en chapado y la resistencia a la corrosión.
- 40 El Ejemplo experimental 43 es un ejemplo en el que, dado que la relación de aire en la zona de calor en exceso en la etapa de recocido era alta y la descarburización avanzó en exceso en la superficie de la lámina de acero, el espesor promedio de la capa refinada era espeso y se redujo $TS^{1.5} \times EI \times \lambda^{0.5}$, por lo que no se pudo obtener unas propiedades suficientes.
- 45 El Ejemplo experimental 83 es un ejemplo en el que, dado que la relación entre la presión parcial de vapor de agua $P(H_2O)$ y la presión parcial de hidrógeno $P(H_2)$, $P(H_2O)/P(H_2)$, en la zona de reducción en la etapa de recocido, era baja, el tamaño de grano de la superficie no se refinó y la formación de fase ζ no avanzó en la capa chapada, se deterioró la adhesión en chapado. En el Ejemplo experimental 83, no se formó la capa refinada, el tamaño de grano promedio de la ferrita en la superficie de la lámina de acero de base era de $3,6 \mu m$ y el tamaño máximo de los óxidos era de menos de $0,01 \mu m$ en el interior de la lámina de acero dentro de un intervalo de hasta una profundidad de $0,5 \mu m$ desde la superficie.
- 50 El Ejemplo experimental 40 es un ejemplo en el que, dado que la relación entre la presión parcial de vapor de agua $P(H_2O)$ y la presión parcial de hidrógeno $P(H_2)$, $P(H_2O)/P(H_2)$, en la zona de reducción en la etapa de recocido, era

alta, la capa refinada de la superficie de la lámina de acero de base era espesa en exceso y avanzó en exceso la aleación de la capa chapada, se deterioraron la adhesión en chapado, las propiedades de formación de polvo y las propiedades de desbarbado.

5 El Ejemplo experimental 66 es un ejemplo en el que, dado que la cantidad de Al eficaz en el baño de chapado en la etapa de chapado era demasiado pequeña, el valor de la Expresión 1 era demasiado grande, el % de Fe en la capa chapada era alto en exceso y no se pudo obtener una adhesión en chapado suficiente.

10 El Ejemplo experimental 77 es un ejemplo en el que, dado que la cantidad de Al eficaz en el baño de chapado en la etapa de chapado era grande en exceso, el valor de la Expresión 1 era pequeño en exceso y no se formó una cantidad suficiente de la fase δ en la interfaz entre la capa chapada y la lámina de acero de base y no se pudo obtener una adhesión en chapado suficiente.

El Ejemplo experimental 3 es un ejemplo en el que, dado que el valor de la Expresión 1 era demasiado pequeño, no se formó una cantidad suficiente de la fase δ en la interfaz entre la capa chapada y la lámina de acero de base y no se pudo obtener una adhesión en chapado suficiente.

15 El Ejemplo experimental 26 es un ejemplo en el que, dado que el valor de la Expresión 1 en la etapa de chapado era demasiado grande, el % de Fe en la capa chapada era alto en exceso y no se pudo obtener una adhesión en chapado suficiente.

El Ejemplo experimental C68 es un ejemplo en el que, dado que se realizó el tratamiento de recalentamiento, el % de Fe en la capa chapada era alto en exceso y no se pudo obtener una adhesión en chapado suficiente.

20 Los Ejemplos experimentales distintos de los Ejemplos experimentales anteriores son ejemplos en los que se obtuvieron láminas de acero galvanizadas por inmersión el caliente de alta resistencia excelentes en cuanto a la resistencia, la ductilidad, la expansibilidad en orificio y la adhesión en chapado.

25 En especial, los Ejemplos experimentales 1, 2, 4, 5, 7, 10, 12 a 15, 17, 18, 25, 27 a 31, 34, 36 a 39, 41, 42, 55, 62, 65, 76, 78, 82, 97, 98, 100 a 103 son ejemplos en los que se obtuvieron láminas de acero galvanizadas por inmersión en caliente de alta resistencia que incluyen austenita residual y son excelentes en cuanto a la formabilidad y la adhesión en chapado.

[Ejemplo 2]

30 Se recogió un trozo de ensayo de la lámina de acero chapada del Ejemplo experimental 1 obtenida en el "Ejemplo 1". A continuación, la sección transversal de espesor del trozo de ensayo paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero de base se usó como sección observada y se pulió mediante molienda iónica y, por tanto, se obtuvo una imagen de electrones retrodispersados (BSE) con un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) en la condición de una tensión de aceleración de 5 kV. Los resultados del mismo se muestran en la FIG. 2.

35 Como se muestra en la FIG. 2, se formó una capa chapada que incluía granos columnares formados de la fase ζ en la lámina de acero chapada del Ejemplo experimental 1. Además, se formó una capa refinada en contacto directo con la interfaz con la capa chapada en la lámina de acero de base de la lámina de acero chapada del Ejemplo experimental 1. Como se muestra en la FIG. 2, la capa refinada de la lámina de acero chapada del Ejemplo experimental 1 incluía óxidos (partes que aparecían más oscuras que los alrededores).

[Ejemplo 3]

40 Se produjo una lámina de acero laminada en frío de la misma manera que en la producción de la lámina de acero chapada del Ejemplo experimental 1 obtenida en el "Ejemplo 1" y se sometió a una etapa de recocido de la misma manera que en el recocido de la lámina de acero chapada del Ejemplo experimental 1 para obtener una lámina recocida. La lámina recocida se sumergió en un baño de chapado de zinc en las condiciones (la cantidad de Al eficaz, la temperatura de baño de chapado (temperatura de baño), la temperatura de entrada de lámina de acero y el tiempo de inmersión) para la etapa de chapado mostradas en la Tabla 22 para chaparse.

45 Después de la etapa de chapado, se realizó un tratamiento de enfriamiento en la condición (Expresión (1)) para la etapa de enfriamiento después del chapado mostrada en la Tabla 22. Además, el laminado en frío se realizó en la condición (la reducción en laminado) mostrada en la Tabla 22 y, por tanto, se obtuvieron las láminas de acero chapadas de los Ejemplos experimentales 104 a 111.

50 Con respecto a las láminas de acero chapadas obtenidas, la capa chapada de la lámina de acero de base se observó de la misma manera que en el "Ejemplo 1". Los resultados se muestran en la Tabla 22.

Con respecto a las láminas de acero chapadas obtenidas, la fracción de volumen (fracción γ) de la austenita residual se midió de la misma manera que en el "Ejemplo 1". Los resultados se muestran en la Tabla 15.

Con respecto a las láminas de acero chapadas obtenidas, la cantidad chapada se obtuvo de la misma manera que

en el "Ejemplo 1". Los resultados se muestran en la Tabla 22.

Con respecto a las láminas de acero chapadas obtenidas, el espesor promedio de la capa refinada, el tamaño de grano promedio de la ferrita y el tamaño máximo de los óxidos se obtuvieron de la misma manera que en el "Ejemplo 1". Los resultados se muestran en la Tabla 22.

- 5 Con respecto a las láminas de acero chapadas obtenidas, un ensayo de tracción, un ensayo de expansión en orificio, un ensayo de doblado, un ensayo de evaluación de adhesión, un ensayo de soldadura por puntos y un ensayo de corrosión se realizaron de la misma manera que en el "Ejemplo 1". Los resultados se muestran en la Tabla 22.

Además, los resultados del Ejemplo experimental 1 se muestran, de manera colectiva, en la Tabla 22.

10

Como se muestra en la Tabla 22, los Ejemplos experimentales 105 a 111 como ejemplos de la presente invención tenían una adhesión en chapado satisfactoria y una soldabilidad por puntos y resistencia a la corrosión excelentes.

5 En contraste, como se muestra en la Tabla 22, en el Ejemplo experimental 104, la relación de la interfaz entre la fase ζ y la lámina de acero de base en la interfaz completa entre la capa chapada y la lámina de acero de base (relación de ocupación de superficie límite ζ) era de menos del 20 % y, por tanto, no fueron suficientes la adhesión en chapado y la soldabilidad por puntos.

10 Aunque cada realización de la presente invención se ha descrito con detalle anteriormente, todas estas realizaciones son simplemente ejemplos de realizaciones en la implementación de la presente invención. El alcance técnico de la presente invención debería interpretarse como limitado únicamente por las realizaciones. Es decir, la presente invención se puede implementar de diversas formas sin alejarse de la idea técnica de la misma o las características principales de la misma.

[Aplicabilidad industrial]

15 La presente invención es una tecnología eficaz para una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente excelente en cuanto a la adhesión en chapado. Según la presente invención, resulta posible proporcionar una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente excelente en cuanto a la adhesión en chapado después de la formación.

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, que comprende:

una lámina de acero de base; y

5 una capa galvanizada por inmersión en caliente formada sobre al menos una superficie de la lámina de acero de base, en donde:

la capa galvanizada por inmersión en caliente incluye Fe en un contenido de más del 0,5 % al 5 % o menos, Al en un contenido de más del 0,01 % al 1,0 % o menos y granos columnares formados mediante una fase ζ sobre una superficie de la lámina de acero, además, el 20 % o más de una interfaz completa entre la capa galvanizada por inmersión en caliente y la lámina de acero de base se recubre con la fase ζ y una relación de una interfaz formada entre los granos de ζ , en los que están presentes los óxidos gruesos entre los granos de ζ , y la lámina de acero de base con respecto a la interfaz completa entre la fase ζ y la lámina de acero de base en la capa galvanizada por inmersión en caliente es del 50 % o menos;

15 en donde los óxidos gruesos incluyen Si y/o Mn, tienen un eje principal de 0,2 μm o más y se incorporan en la fase ζ de la superficie de la lámina de acero de base; la lámina de acero de base tiene una composición química que consiste en, en % en masa,

C: del 0,040 % al 0,400 %,

Si: del 0,05 % al 2,50 %,

Mn: del 0,50 % al 3,50 %,

P: del 0,0001 % al 0,1000 %,

20 S: del 0,0001 % al 0,0100 %,

Al: del 0,001 % al 1,500 %,

N: del 0,0001 % al 0,0100 %, y

O: del 0,0001 % al 0,0100 %, y

opcionalmente uno o más seleccionados de

25 Ti: del 0,001 % al 0,150 %,

Nb: del 0,001 % al 0,100 %,

V: del 0,001 % al 0,300 %,

Cr: del 0,01 % al 2,00 %,

Ni: del 0,01 % al 2,00 %,

30 Cu: del 0,01 % al 2,00 %,

Mo: del 0,01 % al 2,00 %,

B: del 0,0001 % al 0,0100 %,

W: del 0,01 % al 2,00 %, y

Ca, Ce, Mg, Zr, La y REM en una cantidad total del 0,0001 % al 0,0100 %, y

35 un resto de Fe e impurezas inevitables;

la lámina de acero de base tiene una capa refinada en contacto directo con la interfaz entre la lámina de acero de base y la capa galvanizada por inmersión en caliente, un espesor promedio de la capa refinada es de 0,1 a 5,0 μm , un tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa refinada es de 0,1 a 3,0 μm , uno o dos o más de los óxidos de Si y Mn están contenidos en la capa refinada y un tamaño máximo del óxido es de 0,01 a 0,4 μm , en donde la capa refinada es una región en la que el tamaño de grano promedio de la ferrita presente en la capa más externa es de 1/2 o menos del tamaño de grano promedio de la ferrita en la capa inferior de la misma y en donde el tamaño máximo de uno o dos o más de los óxidos de Si y Mn contenidos en la capa refinada se mide mediante el ajuste de una sección transversal de espesor paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero de base como sección observada y la recogida de muestras de la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, el procesamiento de la sección observada de cada muestra con un haz de iones concentrado para preparar muestras de películas

delgadas, la observación de cada muestra de película delgada con un microscopio electrónico de transmisión de emisión de campo con un aumento de 30.000, la observación de cada muestra de película delgada en cinco campos visuales y el ajuste del tamaño máximo del diámetro del óxido medido en el campo visual total como tamaño máximo del óxido en la muestra de película delgada.

- 5 2. La lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la reivindicación 1,
en donde una cantidad chapada sobre una superficie de la lámina de acero de base en la capa galvanizada por inmersión en caliente es de 10 g/m² o más y de 100 g/m² o menos.
3. La lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según la reivindicación 1 o 2,
en donde la lámina de acero de base contiene, en % en masa, uno o dos o más seleccionados de
- 10 Ti: del 0,001 % al 0,150 %,
Nb: del 0,001 % al 0,100 %, y
V: del 0,001 % al 0,300 %.
4. La lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3,
en donde la lámina de acero de base contiene, en % en masa, uno o dos o más seleccionados de
- 15 Cr: del 0,01 % al 2,00 %,
Ni: del 0,01 % al 2,00 %,
Cu: del 0,01 % al 2,00 %,
Mo: del 0,01 % al 2,00 %,
B: del 0,0001 % al 0,0100 %, y
- 20 W: del 0,01 % al 2,00 %.
5. La lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en donde la lámina de acero de base contiene, en % en masa, uno o dos o más seleccionados de Ca, Ce, Mg, Zr, La y REM en una cantidad total del 0,0001 % al 0,0100 %.

FIG. 1

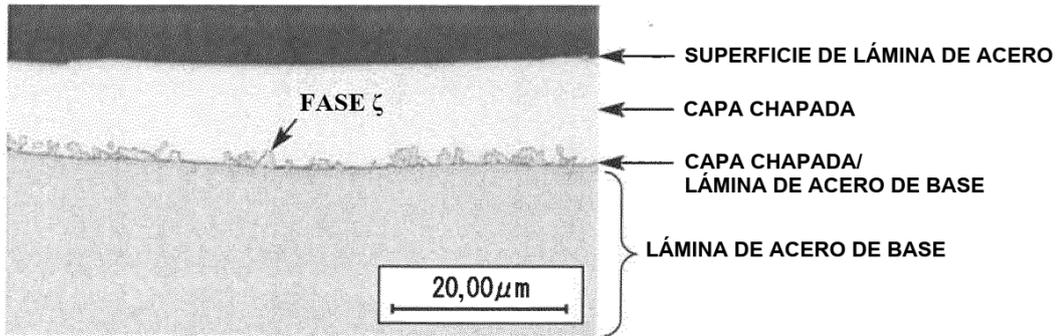


FIG. 2

