

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 769 086**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/18	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/22	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/34	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C23C 2/02	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C23C 2/06	(2006.01)
C22C 38/08	(2006.01)	C23C 2/28	(2006.01)
C22C 38/12	(2006.01)	C23C 2/40	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)		
C22C 38/16	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **22.04.2016 PCT/JP2016/062713**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **27.10.2016 WO16171237**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **22.04.2016 E 16783258 (3)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **18.12.2019 EP 3287539**

54 Título: **Lámina de acero chapada**

30 Prioridad:

22.04.2015 JP 2015087714

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

24.06.2020

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**HAYASHI, KOUTAROU;
UENISHI, AKIHIRO;
KAMEDA, MASAHARU;
HAGA, JUN;
HAYASHI, KUNIO;
SANO, KOHICHI y
KAWATA, HIROYUKI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 769 086 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 chapada

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una lámina de acero chapada adecuada para una utilización tal como una carrocería de vehículo de un automóvil, en la que se somete a conformación en prensa.

Antecedentes de la técnica

10 En los últimos años se ha requerido mejorar la economía de combustible de los automóviles para la conservación del medio ambiente mundial, y ha aumentado la necesidad de una lámina de acero de alta resistencia para reducir el peso de la carrocería de los vehículos y garantizar la seguridad de los pasajeros. Es insuficiente que una lámina de acero utilizada para un elemento de automóvil tenga solo una alta resistencia, y se requiere que la lámina de acero tenga alta resistencia a la corrosión, buena plasticidad en prensa y buena plegabilidad.

15 Ya se conoce una lámina de acero que utiliza el efecto TRIP (plasticidad inducida por transformación) de la austenita retenida como una lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente que tiene un buen alargamiento. Por ejemplo, la bibliografía de patentes 1 describe una lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia producida con el fin de mejorar la resistencia y la ductilidad. Sin embargo, si una lámina de acero contiene martensita dura para dotarla de alta resistencia, la plasticidad de la lámina de acero se deteriora.

20 Aparte de la bibliografía de patentes 1, las publicaciones de patente 2 a 14 describen técnicas para mejorar propiedades mecánicas de una lámina de acero, tales como realizar el temple de martensita. Sin embargo, incluso con estas técnicas convencionales, es difícil mejorar la propiedad de alargamiento y la plasticidad de una lámina de acero chapada mientras se obtiene una alta resistencia. Específicamente, aunque la plasticidad se puede mejorar realizando el temple, no es posible evitar la reducción de la resistencia causada por el temple.

Lista de citas

Bibliografía de patentes

- 25 Bibliografía de patentes 1: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 11-279691.
Bibliografía de patentes 2: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 6-93340.
Bibliografía de patentes 3: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 6-108152.
Bibliografía de patentes 4: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2005-256089.
Bibliografía de patentes 5: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2009-19258.
Bibliografía de patentes 6: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 5-195149.
30 Bibliografía de patentes 7: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 10-130782.
Bibliografía de patentes 8: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2006-70328.
Bibliografía de patentes 9: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2011-231367.
Bibliografía de patentes 10: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2013-163827.
Bibliografía de patentes 11: Publicación internacional nº WO 2013/047760.
35 Bibliografía de patentes 12: Publicación internacional nº WO 2013/047821.
Bibliografía de patentes 13: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2014-19905.
Bibliografía de patentes 14: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2008-255441.
El documento EP 2 738 280 A1 describe una lámina de acero galvanizado de alta resistencia y un método para producirla.

40 Compendio de la invención

Problema técnico

La presente invención tiene el objetivo de proporcionar una lámina de acero chapada capaz de mejorar una propiedad de alargamiento y una plegabilidad mientras se obtiene una alta resistencia.

Solución al problema

Los presentes inventores han realizado serios estudios para mejorar la propiedad de alargamiento y la plegabilidad de una lámina de acero chapada que tiene alta resistencia y, como resultado de ello, han descubierto que la propiedad de alargamiento mejora cuando una forma de martensita y austenita retenida es una M-A (constituyente de martensita-austenita, también conocido como martensita en islas). Aquí, tal como se describe en la bibliografía "Journal of the JWS Vol. 50 (1981), nº 1, páginas 37-46", la M-A indica que una región de complejo de martensita y austenita retenida generada en la transformación en martensita durante el enfriamiento después de la concentración de C en austenita no transformada se produce en la transformación de ferrita o la transformación de bainita, y se dispersa en forma de islas en una matriz.

Por otro lado, la martensita excesivamente dura deteriora la plegabilidad. Por consiguiente, los presentes inventores han realizado además serios estudios en repetidas ocasiones para mejorar la plegabilidad. Como resultado de ello, han descubierto que cuando se forma una capa de ferrita descarburada antes de causar la generación de M-A y, después de la generación de M-A, la M-A se temple a una temperatura a la que se mantiene la austenita retenida, también es posible mejorar la plegabilidad manteniendo una buena propiedad de alargamiento. Además, los inventores de la presente solicitud han llegado a diversas realizaciones de la invención tal como se describen en las reivindicaciones adjuntas. Se ha de señalar que el concepto de lámina de acero chapado también incluye una tira de acero chapado.

Efectos ventajosos de la invención

De acuerdo con la presente invención, un material de base y una capa de ferrita descarburada incluyen una configuración apropiada, de modo que es posible mejorar la propiedad de alargamiento y la plegabilidad mientras se obtiene una alta resistencia.

Breve descripción de los dibujos

[Figura 1] La Figura 1 es una vista en sección que ilustra una lámina de acero chapada de acuerdo con una realización de la presente invención;

[Figura 2] la Figura 2 es un gráfico que ilustra un esquema de una distribución de fracción volumétrica de ferrita en una lámina de acero;

[Figura 3] la Figura 3 es un diagrama de flujo que ilustra un primer ejemplo de un método de fabricación de una lámina de acero chapada; y

[Figura 4] la Figura 4 es un diagrama de flujo que ilustra un segundo ejemplo de un método para fabricar una lámina de acero chapada.

Descripción de realizaciones

A continuación se describirá una lámina de acero chapada de acuerdo con realizaciones de la presente invención con referencia a los dibujos adjuntos. La Figura 1 es una vista en sección que ilustra una lámina de acero chapada de acuerdo con una realización de la presente invención.

Tal como se ilustra en la Figura 1, una lámina de acero chapada 1 según la presente realización incluye una lámina de acero 10 y una capa de revestimiento 11 sobre la lámina de acero 10. La lámina de acero 10 incluye un material de base 13 y una capa de ferrita descarburada 12 sobre el material de base 13. La capa de revestimiento 11 es una capa de galvanización por inmersión en caliente o una capa de galvanización por inmersión en caliente aleada. La capa de ferrita descarburada 12 está entre el material de base 13 y la capa de revestimiento 11.

Aquí se describirá una composición química del material de base 13 y una lámina de acero de materia prima utilizada para fabricar la lámina de acero chapada 1. Aunque los detalles se describirán más adelante, la lámina de acero chapada 1 se fabrica sometiendo una lámina de acero de materia prima a calentamiento, recocido, primer enfriamiento, segundo enfriamiento, galvanización por inmersión en caliente, tercer enfriamiento y similares. Entre el revestimiento y el tercer enfriamiento se puede llevar a cabo una aleación. Por lo tanto, la composición química del material de base 13 y la lámina de acero de materia prima no solo tiene en cuenta las propiedades de la lámina de acero chapada 1, sino también estos tratamientos. En la siguiente descripción, "%", que es una unidad de contenido de cada elemento contenido en el material de base 13 y en la lámina de acero de materia prima, significa "% en masa", a menos que se especifique lo contrario. El material de base 13 y la lámina de acero de materia prima incluyen una composición química representada por C: de un 0,03% a un 0,70%, Si: de un 0,25% a un 3,00%, Mn: de un 1,0% a un 5,0%, P: un 0,10% o menos, S: un 0,0100% o menos, Al soluble en ácido (Al sol.): de un 0,001% a un 1,500%, N: un 0,02% o menos, Ti: de un 0,0% a un 0,300%, Nb: de un 0,0% a un 0,300%, V: de un 0,0% a un 0,300%, Cr: de un 0% a un 2,000%, Mo: de un 0% a un 2,000%, Cu: de un 0% a un 2,000%, Ni: de un 0% a un 2,000%, B: de un 0% a un 0,0200%, Ca: de un 0,00% a un 0,0100%, metal de las tierras raras (REM): de un 0,0% a un 0,1000%, Bi: de un 0,00% a un 0,0500%, y el resto: Fe e impurezas. Como ejemplos de impurezas se pueden mencionar una contenida en una materia prima tal como mineral o chatarra y otra contenida en un proceso de fabricación.

(C: de un 0,03% a un 0,70%)

5 El C contribuye a mejorar la resistencia a la tracción. Si el contenido de C es inferior a un 0,03%, no es posible obtener suficiente resistencia a la tracción. Por lo tanto, el contenido de C es de un 0,03% o más, y preferiblemente de un 0,05% o más. Por otro lado, si el contenido de C es superior a un 0,70%, la soldabilidad de la lámina de acero chapada 1 se reduce. Por lo tanto, el contenido de C es de un 0,70% o menos, y preferiblemente de un 0,45% o menos.

(Si: de un 0,25% a un 3,00%)

10 El Si suprime la precipitación de cementita y facilita la retención de austenita, contribuyendo así a mejorar el alargamiento. El Si también contribuye a fortalecer la ferrita, uniformizar la estructura y mejorar la resistencia. Si el contenido de Si es inferior a un 0,25%, estos efectos no se pueden obtener en suficiente medida. Por lo tanto, el contenido de Si es de un 0,25% o más, y preferiblemente de un 0,40% o más. El Si también contribuye a generar austenita y al desarrollo de la capa de ferrita descarburada 12. Para obtener este efecto en suficiente medida, el contenido de Si es más preferiblemente de un 0,60% o más. Por otro lado, si el contenido de Si es superior a un 3,00%, se puede producir un defecto de revestimiento en el galvanizado por inmersión en caliente. Por lo tanto, el contenido de Si es de un 3,00% o menos, y preferiblemente se establece en un 2,50% o menos.

15 (Mn: de un 1,0% a un 5,0%)

20 El Mn hace que la martensita templada se disperse suficientemente en la capa de ferrita descarburada 12, contribuyendo así a mejorar la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12. El Mn suprime la precipitación de cementita para facilitar la generación de M-A y contribuye también a mejorar la resistencia y el alargamiento. Si el contenido de Mn es inferior a un 1,0%, estos efectos no se pueden obtener en suficiente medida. Por lo tanto, el contenido de Mn es de un 1,0% o más, y preferiblemente de un 1,9% o más. Por otro lado, si el contenido de Mn es superior a un 5,0%, la soldabilidad de la lámina de acero chapada 1 se reduce. Por lo tanto, el contenido de Mn es de un 5,0% o menos, preferiblemente de un 4,2% o menos, y más preferiblemente se establece en un 3,5% o menos.

(P: un 0,10% o menos)

25 El P no es un elemento esencial y está contenido en el acero como una impureza, por ejemplo. El P deteriora la soldabilidad, de modo que cuanto menor sea el contenido de P, mejor. En particular, si el contenido de P es superior a un 0,10%, la soldabilidad se reduce significativamente. Por lo tanto, el contenido de P es de un 0,10% o menos, y preferiblemente de un 0,02% o menos.

(S: un 0,0100% o menos)

30 El S no es un elemento esencial y está contenido en el acero como una impureza, por ejemplo. El S forma MnS en el acero, con lo que se deteriora la expansibilidad de agujeros, de modo que cuanto menor sea el contenido de S, mejor. En particular, si el contenido de S es superior a un 0,0100%, la expansibilidad de agujeros se reduce significativamente. Por lo tanto, el contenido de S es de un 0,0100% o menos, preferiblemente de un 0,0050% o menos, y más preferiblemente de un 0,0012% o menos.

35 (Al sol.: de un 0,001% a un 1,500%)

40 El Al sol. tiene un efecto desoxidante, suprime la generación de defectos superficiales y mejora la productividad. Si el contenido de Al sol. es inferior a un 0,001%, estos efectos no se pueden obtener en suficiente medida. Por lo tanto, el contenido de Al sol. es de un 0,001% o más. De modo similar al Si, el Al sol. suprime la precipitación de cementita, con lo que facilita la retención de austenita. Para obtener este efecto en suficiente medida, el contenido de Al sol. es preferiblemente de un 0,200% o más. Por otro lado, si el contenido de Al sol. es superior a un 1,500%, la inclusión aumenta, con lo que se deteriora la expansibilidad de agujeros. Por lo tanto, el contenido de Al sol. es de un 1,500% o menos, y preferiblemente de un 1,000% o menos.

(N: un 0,02% o menos)

45 El N no es un elemento esencial y está contenido en el acero como una impureza, por ejemplo. El N forma un nitruro durante la colada continua al formar la lámina de acero de materia prima, lo que a veces provoca la aparición de agrietamiento en una plancha, de modo que cuanto menor sea el contenido de N, mejor. En particular, si el contenido de N es superior a un 0,02%, el agrietamiento en la plancha se produce fácilmente. Por lo tanto, el contenido de N es de un 0,02% o menos, y preferiblemente de un 0,01% o menos.

50 Ti, Nb, V, Cr, Mo, Cu, Ni, B, Ca, REM y Bi no son elementos esenciales, y son elementos opcionales que pueden estar contenidos adecuadamente en una lámina de acero y una plancha hasta una cantidad determinada como límite.

(Ti: de un 0,0% a un 0,300%, Nb: de un 0,0% a un 0,300%, V: de un 0,0% a un 0,300%)

El Ti, el Nb y el V generan precipitados convirtiéndose en núcleos de granos y, por lo tanto, contribuyen al refinamiento de los granos. El refinamiento de los granos conduce a una mejora de la resistencia y la tenacidad. Por lo tanto,

también puede haber un contenido de Ti, Nb o V, o de cualquier combinación de los mismos. Para obtener este efecto en suficiente medida, cada uno de los contenidos de Ti, de Nb y de V es preferiblemente de un 0,001% o más. Por otro lado, si uno de los contenidos de Ti, de Nb y de V es superior a un 0,300%, el efecto se satura y el coste se incrementa innecesariamente. Por lo tanto, cada uno de los contenidos de Ti, de Nb y de V es de un 0,300% o menos. Específicamente, es preferible cumplir la condición de "Ti: de un 0,001% a un 0,300%", "Nb: de un 0,001% a un 0,300%", o "V: de un 0,001% a un 0,300%", o cualquier combinación de los mismos. El Ti y el Nb facilitan la concentración de C en austenita causada por la generación de ferrita, en el primer enfriamiento, en una lámina de acero de materia prima en la que al menos una parte de una estructura se transforma en austenita en el recocido, de modo que la M-A se genera fácilmente. Para obtener este efecto en suficiente medida, el Ti o el Nb, o ambos, están contenidos más preferiblemente en una cantidad de un 0,010% o más en total, y aún más preferiblemente están contenidos en una cantidad de un 0,030% o más en total.

(Cr: de un 0% a un 2,000%, Mo: de un 0% a un 2,000%)

El Cr y el Mo estabilizan la austenita, lo que contribuye a mejorar la resistencia debido a la generación de martensita. Por lo tanto, también puede haber un contenido de Cr o de Mo, o de ambos. Para obtener este efecto en suficiente medida, el contenido de Cr es preferiblemente de un 0,001% o más, y más preferiblemente de un 0,100% o más, y el contenido de Mo es preferiblemente de un 0,001% o más, y más preferiblemente de un 0,050% o más. Por otro lado, si el contenido de Cr o el contenido de Mo son superiores a un 2,000%, el efecto se satura y el coste se incrementa innecesariamente. Por lo tanto, el contenido de Cr es de un 2,000% o menos, y preferiblemente de un 1,000% o menos, y el contenido de Mo es de un 2,000% o menos, y preferiblemente de un 0,500% o menos. Específicamente, es preferible cumplir la condición de "Cr: de un 0,001% a un 2,000%", o "Mo: de un 0,001% a un 2,000%", o ambas.

(Cu: de un 0% a un 2,000%, Ni: de un 0% a un 2,000%)

El Cu y el Ni suprimen la corrosión de la lámina de acero chapada 1, y se concentran en una superficie de la lámina de acero chapada 1 suprimiendo la entrada de hidrógeno en la lámina de acero chapada 1, con lo que suprimen la fractura retardada de la lámina de acero chapada 1. Por lo tanto, también puede haber un contenido de Cu o de Ni, o de ambos. Para obtener este efecto en suficiente medida, cada uno de los contenidos de Cu y de Ni es preferiblemente de un 0,001% o más, y más preferiblemente de un 0,010% o más. Por otro lado, si el contenido de Cu o el contenido de Ni son superiores a un 2,000%, el efecto se satura y el coste se incrementa innecesariamente. Por lo tanto, cada uno de los contenidos de Cu y de Ni es de un 2,000% o menos, y preferiblemente de un 0,800% o menos. Específicamente, es preferible cumplir la condición de "Cu: de un 0,001% a un 2,000%", o "Ni: de un 0,001% a un 2,000%", o ambas.

(B: de un 0% a un 0,0200%)

El B suprime la nucleación de ferrita a partir de un límite de grano y mejora la templabilidad de la lámina de acero chapada 1, contribuyendo así a un gran fortalecimiento de la lámina de acero chapada 1. El B también contribuye a mejorar el alargamiento de la lámina de acero chapada 1 al generar eficazmente la M-A. Por lo tanto, también puede haber un contenido de B. Para obtener este efecto en suficiente medida, el contenido de B es preferiblemente de un 0,0001% o más. Por otro lado, si el contenido de B es superior a un 0,0200%, el efecto se satura y el coste se incrementa innecesariamente. Por lo tanto, el contenido de B es de un 0,0200% o menos. Específicamente, es preferible cumplir la condición de "B: de un 0,0001% a un 0,0200%".

(Ca: de un 0,00% a un 0,0100%, REM: de un 0,0% a un 0,1000%)

El Ca y el REM esferoidizan un sulfuro, con lo que mejoran la expansibilidad de la lámina de acero chapada 1. Por lo tanto, también puede haber un contenido de Ca o de REM, o de ambos. Para obtener este efecto en suficiente medida, cada uno de los contenidos de Ca y de REM es preferiblemente de un 0,0001% o más. Por otro lado, si el contenido de Ca es superior a un 0,0100% o si el contenido de REM es superior a un 0,1000%, el efecto se satura y el coste se incrementa innecesariamente. Por lo tanto, el contenido de Ca es de un 0,0100% o menos, y el contenido REM es de un 0,1000% o menos. Específicamente, es preferible cumplir la condición de "Ca: de un 0,0001% a un 0,0100%", o "REM: de un 0,0001% a un 0,1000%", o ambas.

REM indica 17 tipos de elementos en total de las series Sc, Y y lantánidos, y "contenido de REM" significa un contenido total de estos 17 tipos de elementos. Industrialmente, las series de los lantánidos se añaden en forma de Mischmetal, por ejemplo.

(Bi: de un 0,00% a un 0,0500%)

El Bi se concentra en una interfaz de solidificación estrechando un intervalo de dendrita, y suprimiendo de este modo la segregación de solidificación. Cuando se produce una microsegregación de Mn o similares, existe la posibilidad de que se desarrolle una estructura de bandas con dureza no uniforme y disminuya la capacidad de procesamiento, y el Bi suprime la reducción de las propiedades causada por dicha microsegregación. Por lo tanto, también puede haber un contenido de Bi. Para obtener este efecto en suficiente medida, el contenido de Bi es preferiblemente de un 0,0001% o más, y más preferiblemente de un 0,0003% o más. Por otro lado, si el contenido de Bi es superior a un 0,0500%, la calidad de la superficie se deteriora. Por lo tanto, el contenido de Bi es de un 0,0500% o menos,

preferiblemente de un 0,0100% o menos, y más preferiblemente de un 0,0050% o menos. Específicamente, es preferible cumplir la condición de "Bi: de un 0,0001% a un 0,0500%".

5 A continuación, se describirá el material de base 13. Una posición en la que se define una estructura del material de base es una posición en la que la profundidad desde una superficie de la lámina de acero 10 corresponde a 1/4 del espesor de la lámina de acero 10. En ocasiones, esta posición se denomina "posición de 1/4 de espesor de lámina". Esto se debe a que la posición de 1/4 de espesor de lámina generalmente se considera una posición en la que se muestran la configuración y las propiedades promedio de la lámina de acero. Normalmente, una estructura en una posición distinta de la posición de 1/4 de espesor de lámina del material de base 13 es sustancialmente igual a la estructura en la posición de 1/4 de espesor de lámina. En la siguiente descripción, "%", que es una unidad de de fracción volumétrica de cada estructura contenida en el material de base 13, significa "% en volumen", a menos que se especifique lo contrario. El material de base 13 incluye, en la posición en la que la profundidad desde la superficie de la lámina de acero 10 corresponde a 1/4 del espesor de la lámina de acero 10, una estructura representada, en fracción volumétrica, por un 3,0% o más de martensita templada y un 5,0% o más de austenita retenida. La dureza media de la martensita templada en el material de base 13 es de 5 GPa a 10 GPa, una parte o la totalidad de la martensita templada y la austenita retenida en el material de base 13 forman la M-A. Para obtener la lámina de acero chapada 1 con una buena capacidad de procesamiento y una resistencia a la tracción de 780 MPa o más, resulta eficaz hacer que la estructura del material de base 13 sea una estructura obtenida templando la estructura que contiene la M-A a una temperatura a la que la austenita retenida se mantiene. Cuando el material de base 13 tiene dicha estructura, se mejora el alargamiento local mientras se mantiene un buen alargamiento total realizado por la M-A.

20 (Martensita templada: un 3,0% o más)

La martensita templada contribuye a mejorar la plegabilidad. Si la fracción volumétrica de la martensita templada es inferior a un 3,0%, no es posible obtener una plegabilidad suficiente. Por lo tanto, la fracción volumétrica de la martensita templada es de un 3,0% o más, y preferiblemente de un 5,0% o más. La martensita templada también contribuye a mejorar la resistencia y, para obtener una mayor resistencia, la fracción volumétrica de la martensita templada es preferiblemente de un 8,0% o más.

(Austenita retenida: un 5,0% o más)

La austenita retenida contribuye a mejorar el alargamiento. Si la fracción volumétrica de la austenita retenida es inferior a un 5,0%, no es posible obtener un alargamiento suficiente. Por lo tanto, la fracción volumétrica de la austenita retenida es de un 5,0% o más. La austenita retenida también contribuye a mejorar la resistencia y, para obtener una mayor resistencia, la fracción volumétrica de la austenita retenida es preferiblemente de un 8,0% o más.

(Dureza media de la martensita templada: de 5 GPa a 10 GPa)

Si la dureza media de la martensita templada es inferior a 5 GPa, no es posible obtener una resistencia suficiente, por ejemplo una resistencia a la tracción de 780 MPa o más. Por lo tanto, la dureza media de la martensita templada en el material de base 13 es de 5 GPa o más. Por otro lado, si la dureza media de la martensita templada es superior a 10 GPa, al realizar un plegado se produce fácilmente un agrietamiento, por lo que no es posible lograr una plegabilidad excelente. Por lo tanto, la dureza media de la martensita templada en el material de base 13 es de 10 GPa o menos. La dureza media de la martensita templada se puede medir mediante un método de nanoindentación. En la medición se utiliza, por ejemplo, un indentador con forma de arista cúbica, y la carga de indentación es de 500 μN .

(M-A)

40 Una parte o la totalidad de la martensita templada y la austenita retenida en el material de base 13 forman la M-A. La M-A contribuye a mejorar del alargamiento total (Al. T.). Con el fin de obtener además una plegabilidad excelente, toda la martensita contenida en el material de base 13 consiste preferiblemente en la martensita templada.

(Resto)

45 El resto del material de base 13 está compuesto principalmente por ferrita o por ferrita y bainita. Si la fracción volumétrica de ferrita es inferior a un 4,0%, existe la posibilidad de que no se pueda obtener suficiente propiedad de alargamiento y plegabilidad. Por lo tanto, la fracción volumétrica de ferrita en el material de base 13 es de un 4,0% o más desde el punto de vista de las propiedades mecánicas, como la resistencia a la tracción. Por otro lado, si la fracción volumétrica de ferrita es superior a un 70%, existe la posibilidad de que no se pueda obtener suficiente resistencia. Por lo tanto, la fracción volumétrica de ferrita en el material de base 13 es de un 70% o menos. Es preferible que en un grano de ferrita y un grano de martensita en el material de base 13 no exista cementita con un diámetro equivalente al círculo de 5 μm o más. Esto es para facilitar la generación de M-A.

55 A continuación se describirá la capa de ferrita descarburada 12. La capa de ferrita descarburada 12 es una capa formada sobre el material de base 13 como resultado de someter una superficie de la lámina de acero de materia prima a descarburación durante el recocido, y en la que la fracción volumétrica de ferrita corresponde a un 120% o más de un fracción volumétrica de ferrita en el material de base 13 en la posición de 1/4 de espesor de lámina. Específicamente, en la presente realización, la fracción volumétrica de ferrita se mide a intervalos de 1 μm desde la

superficie de la lámina de acero 10, y se define que existe una interfaz entre la capa de ferrita descarburada 12 y el material de base 13 en una posición en la que el resultado de la medición muestra un 120% de la fracción volumétrica de ferrita en la posición de 1/4 de espesor de la lámina de acero 10 y, en consecuencia, una parte en una cara superficial de la lámina de acero 10 con respecto a la interfaz puede ser considerada como la capa de ferrita descarburada 12. La Figura 2 ilustra un esquema de una distribución de la fracción volumétrica de ferrita en la lámina de acero 10. Un eje vertical en la Figura 2 indica una proporción cuando la fracción volumétrica de ferrita en la posición de 1/4 de espesor de lámina se establece en un 100%.

La capa de ferrita descarburada 12 es más blanda que el material de base 13, ya que la capa de ferrita descarburada 12 contiene C en una cantidad menor que la del material de base 13, de modo que, incluso si la lámina de acero chapada 1 se pliega, es difícil que se produzca un agrietamiento en la capa de ferrita descarburada 12. Además, dado que la capa de ferrita descarburada 12 se deforma fácilmente de manera uniforme, es difícil que se produzca constricción en la capa de ferrita descarburada 12. Por lo tanto, la capa de ferrita descarburada 12 mejora la plegabilidad de la lámina de acero chapada 1.

Los presentes inventores han realizado repetidamente serios estudios centrandose en el hecho de que, aunque la descarburación de una lámina de acero de materia prima se realice también en una lámina de acero chapada convencional, no es posible lograr una plegabilidad suficiente. Como resultado de ello, se ha aclarado que, en la lámina de acero chapada convencional, el diámetro medio de grano de ferrita en la capa de ferrita descarburada es grande, siendo de 20 μm o más, y se produce un agrietamiento fino en una capa de ferrita descarburada, ya que, cuando tiene lugar la deformación por plegado de la lámina de acero, se produce una deformación intensa en el límite de grano de ferrita. Además, los presentes inventores han descubierto que, para resolver este problema, resulta eficaz reducir el diámetro medio de grano de ferrita en la capa de ferrita descarburada y dispersar la martensita templada provista de la dureza media especificada en la capa de ferrita descarburada. En la presente realización, el diámetro medio de grano de ferrita en la capa de ferrita descarburada 12 es de 20 μm o menos, el espesor de la capa de ferrita descarburada 12 es de 5 μm a 200 μm , la fracción volumétrica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es de un 1,0% en volumen o más, la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es de 0,01/ μm^2 o más, y la dureza media de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es de 8 GPa o menos.

(Diámetro medio de grano de ferrita: 20 μm o menos)

La fracción volumétrica de ferrita en la capa de ferrita descarburada 12 corresponde a un 120% o más de la fracción volumétrica de ferrita en el material de base 13 en la posición de 1/4 de espesor de lámina. Si el diámetro medio de grano de ferrita en la capa de ferrita descarburada 12 es superior a 20 μm , el área total del límite de grano de ferrita es pequeña y se produce una deformación intensa en una región estrecha, por lo que no es posible obtener una plegabilidad excelente de la lámina de acero chapada 1. Por lo tanto, el diámetro medio de grano de ferrita es de 20 μm o menos. Cuanto más pequeño sea el diámetro medio de grano de ferrita, mejor, pero con el nivel técnico actual es difícil lograr que el diámetro medio de grano de ferrita sea de 0,5 μm o menos.

(Espesor: de 5 μm a 200 μm)

Si el espesor de la capa de ferrita descarburada 12 es inferior a 5 μm , no es posible lograr en suficiente medida el efecto de mejora de la plegabilidad realizada por la capa de ferrita descarburada 12. Por esta razón, cuando la lámina de acero chapada 1 se pliega, el material de base 13, cuya resistencia es mayor que la de la capa de ferrita descarburada 12, se deforma produciendo un microagrietamiento. Por lo tanto, el espesor de la capa de ferrita descarburada 12 es de 5 μm o más. Si el espesor de la capa de ferrita descarburada 12 es superior a 200 μm , no es posible obtener suficiente resistencia a la tracción. Por lo tanto, el espesor de la capa de ferrita descarburada 12 es de 200 μm o más.

(Fracción volumétrica de martensita templada: un 1,0% de volumen o más)

Si la fracción volumétrica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es inferior a un 1,0% en volumen, se produce fácilmente una deformación no uniforme en la lámina de acero chapada 1, por lo que no es posible obtener una plegabilidad excelente. Por lo tanto, la fracción volumétrica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es de un 1,0% en volumen o más. La capa de ferrita descarburada 12 se forma a través de la descarburación de la lámina de acero de materia prima, de modo que no hay posibilidad de que la fracción volumétrica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 sea superior a la fracción volumétrica de la martensita templada en el material de base 13. Si la fracción volumétrica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 fuera superior a la fracción volumétrica de la martensita templada en el material de base 13, esto significaría que no se ha producido descarburación en la capa de ferrita descarburada 12. Por lo tanto, la fracción volumétrica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es igual o menor que la fracción volumétrica de la martensita templada en el material de base 13. En la presente realización, la martensita contenida en la capa de ferrita descarburada 12 no es martensita reciente (martensita no templada) sino martensita templada, de modo que es posible suprimir la aparición de agrietamiento en una interfaz entre ferrita y martensita.

El resto de la estructura de la capa de ferrita descarburada 12 está compuesto principalmente por ferrita. Tal como se

ha descrito más arriba, la fracción de área de ferrita en la capa de ferrita descarburada 12 corresponde a un 120% o más de la fracción de área de ferrita en el material de base 13 en la posición de 1/4 de espesor de lámina. El resto la estructura de la capa de ferrita descarburada también puede contener, por ejemplo, bainita, perlita y similares, dentro de un intervalo en el que no influyan en modo alguno en las propiedades de la lámina de acero chapada 1 de acuerdo con la presente realización, por ejemplo dentro de un intervalo de un 5% en volumen o menos.

(Densidad numérica de martensita templada: $0,01/\mu\text{m}^2$ o más)

Si la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es inferior a $0,01/\mu\text{m}^2$, se produce fácilmente una deformación no uniforme en la lámina de acero chapada 1, por lo que no es posible obtener una plegabilidad excelente. Por lo tanto, la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es de $0,01/\mu\text{m}^2$ o más. Cuanto mayor sea la densidad numérica de la martensita templada, mejor, pero con el nivel técnico actual es difícil lograr que la densidad numérica sea de $1/\mu\text{m}^2$ o más.

(Dureza media de la martensita templada: 8 GPa o menos)

Si la dureza media de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es superior a 8 GPa, cuando la lámina de acero chapada 1 se pliega se produce fácilmente un agrietamiento en la capa de ferrita descarburada 12 y, por consiguiente, no es posible obtener una plegabilidad excelente. Por lo tanto, la dureza media de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es de 8 GPa o menos. Aunque el límite inferior de la dureza media de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 no está limitado, cuando el temple se realiza en un grado en el que se asegura la alta resistencia de la lámina de acero chapada 1, la dureza media de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 no llega a ser inferior a 4 GPa. La dureza media de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es menor que la dureza media de la martensita templada en el material de base 13.

Con el uso de la lámina de acero chapada 1 de acuerdo con la presente realización es posible mejorar la propiedad de alargamiento y la plegabilidad mientras se obtiene una alta resistencia. Por ejemplo, en una prueba de tracción en la que se establece una dirección de anchura de lámina (una dirección perpendicular a una dirección de laminado) como dirección de tracción, es posible obtener una resistencia a la tracción (TS) de 780 MPa o más, un límite elástico (YS) de 420 MPa o más, y un alargamiento total (Al. T.) de un 12% o más. Además, por ejemplo, en una prueba de expansión de agujeros es posible obtener una relación de expansión de agujeros de un 35% o más, y, en lo que respecta a la plegabilidad, es posible obtener un resultado tal que en una prueba de plegado en forma de V de 90 grados no se produce agrietamiento ni se produce una constricción de $10\ \mu\text{m}$ o más.

A continuación, se describirán ejemplos de un método de fabricación de la lámina de acero chapada 1 según la realización de la presente invención. En un primer ejemplo se realizan, en este orden, un calentamiento (etapa S1), un recocido (etapa S2), un primer enfriamiento (etapa S3), un segundo enfriamiento (etapa S4), un galvanizado por inmersión en caliente (etapa S5), un tercer enfriamiento (etapa S6), y un temple (etapa S7) de una lámina de acero de materia prima, tal como se ilustra en la Figura 3. En un segundo ejemplo, se realizan, en este orden, un calentamiento (etapa S1), un recocido (etapa S2), un primer enfriamiento (etapa S3), un segundo enfriamiento (etapa S4), un galvanizado por inmersión en caliente (etapa S5), una aleación (etapa S8), un tercer enfriamiento (etapa S6) y un temple (etapa S7) de una lámina de acero de materia prima, tal como se ilustra en la Figura 4. Como lámina de acero de materia prima se utiliza, por ejemplo, una lámina de acero laminada en caliente o una lámina de acero laminada en frío.

(Calentamiento)

En el calentamiento (etapa S1) de la lámina de acero de materia prima, la velocidad media de calentamiento en un intervalo de temperatura de $100\ ^\circ\text{C}$ a $720\ ^\circ\text{C}$ es de $1\ ^\circ\text{C}/\text{segundo}$ a $50\ ^\circ\text{C}/\text{segundo}$. La velocidad media de calentamiento indica un valor obtenido dividiendo la diferencia entre la temperatura de inicio de calentamiento y la temperatura de finalización de calentamiento por el tiempo de calentamiento. Si la velocidad media de calentamiento es inferior a $1\ ^\circ\text{C}/\text{segundo}$, la cementita en la lámina de acero de materia prima no se disuelve en el calentamiento de la lámina de acero de materia prima, lo que conduce a una reducción de la resistencia a la tracción de la lámina de acero chapada 1. Si la velocidad media de calentamiento es inferior a $1\ ^\circ\text{C}/\text{segundo}$, es difícil dispersar la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12, y la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es inferior a $0,01/\mu\text{m}^2$. Por lo tanto, la velocidad media de calentamiento es de $1\ ^\circ\text{C}/\text{segundo}$ o más. Por otro lado, si la velocidad media de calentamiento es superior a $50\ ^\circ\text{C}/\text{segundo}$, durante el calentamiento de la lámina de acero de materia prima se genera ferrita gruesa. Además, cuando la velocidad media de calentamiento es superior a $50\ ^\circ\text{C}/\text{segundo}$, es difícil dispersar la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 y la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es inferior a $0,01/\mu\text{m}^2$. Por lo tanto, la velocidad media de calentamiento es de $50\ ^\circ\text{C}/\text{segundo}$ o menos.

(Recocido)

En el recocido (etapa S2), la lámina de acero de materia prima se mantiene a una temperatura de $720\ ^\circ\text{C}$ a $950\ ^\circ\text{C}$ durante un tiempo de 10 segundos a 600 segundos. La austenita se genera en el recocido de la materia prima de lámina de acero. Si la temperatura de recocido es inferior a $720\ ^\circ\text{C}$, no se genera la austenita, y después de esto no es posible generar la martensita templada. Por lo tanto, la temperatura de recocido es de $720\ ^\circ\text{C}$ o más. Para que la estructura del material de base 13 sea una estructura más uniformizada con el fin de obtener además una plegabilidad

excelente, la temperatura de recocido es preferiblemente un punto Ac_3 o más (región de una sola fase de austenita). En este caso, es preferible que el aumento de la temperatura de 720 °C hasta el punto Ac_3 dure 30 segundos o más. Esto se debe a que la capa de ferrita descarburada 12 con un diámetro medio de grano de 10 μm o menos se puede generar de forma estable sobre la superficie de la lámina de acero de materia prima. Por otro lado, si la temperatura de recocido es superior a 950 °C, es difícil establecer la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 a 0,01/ μm^2 o más, o la austenita se desarrolla durante el recocido, con lo que la fracción volumétrica de ferrita en la capa de ferrita descarburada se vuelve demasiado pequeña. Por lo tanto, la temperatura de recocido es de 950 °C o menos. Se ha de tener en cuenta que si el tiempo de mantenimiento en el recocido es inferior a 10 segundos, el espesor de la capa de ferrita descarburada 12 llega a ser menor de 5 μm . Por lo tanto, el tiempo de mantenimiento es de 10 segundos o más. Por otro lado, si el tiempo de mantenimiento en el recocido es superior a 600 segundos, el espesor de la capa de ferrita descarburada 12 es superior a 200 μm , o el efecto del recocido se satura disminuyendo la productividad. Por lo tanto, el tiempo de mantenimiento es de 600 segundos o menos.

El recocido se realiza en una atmósfera en la que la concentración de hidrógeno es de un 2% en volumen a un 20% en volumen, y el punto de rocío es de -30 °C a 20 °C. Si la concentración de hidrógeno es inferior a un 2%, no es posible para reducir suficientemente una película de óxido en la superficie de la lámina de acero de materia prima, y no es posible obtener suficiente humectabilidad de chapado en el momento de realizar el galvanizado por inmersión en caliente (etapa S5). Por lo tanto, la concentración de hidrógeno es de un 2% en volumen o más. Por otro lado, si la concentración de hidrógeno es inferior a un 20% en volumen, no es posible mantener el punto de rocío en 20 °C o menos y, como resultado de ello, se produce condensación de rocío en una instalación, lo que dificulta el funcionamiento de la instalación. Por lo tanto, la concentración de hidrógeno es de un 20% en volumen o más. Si el punto de rocío es inferior a -30 °C, el espesor de la capa de ferrita descarburada 12 llega a ser inferior a 5 μm . Por lo tanto, el punto de rocío es de -30 °C o más. Por otro lado, si el punto de rocío es superior a 20 °C, se produce condensación de rocío en una instalación, lo que dificulta el funcionamiento de la instalación. Por lo tanto, el punto de rocío es de 20 °C o menos.

(Primer enfriamiento)

En el primer enfriamiento (etapa S3), la velocidad media de enfriamiento es de 720 °C a 650 °C es de 0,5 °C/segundo a 10,0 °C/segundo. La velocidad media de enfriamiento indica un valor obtenido dividiendo la diferencia entre la temperatura de inicio de enfriamiento y la temperatura de finalización de enfriamiento por el tiempo de enfriamiento. En el primer enfriamiento, la martensita se genera en la capa de ferrita descarburada 12, el C se concentra en austenita no transformada, y una parte o la totalidad de la martensita y la austenita retenida forman la M-A. Si la velocidad media de enfriamiento es inferior a 0,5 °C/segundo, se precipita cementita en el primer enfriamiento, lo que hace que sea difícil generar la martensita en la capa de ferrita descarburada 12. Por lo tanto, la velocidad media de enfriamiento es de 0,5 °C/segundo o más, preferiblemente de 1,0 °C/segundo o más, y más preferiblemente de 1,5 °C/segundo o más. Por otro lado, si la velocidad media de enfriamiento es superior a 10,0 °C/segundo, es difícil difundir el C y, por lo tanto, no se proporciona en suficiente medida un gradiente de concentración de C en la austenita. Por esta razón, es difícil generar la austenita retenida y, por consiguiente, es difícil generar la M-A en el material de base 13. Por lo tanto, la velocidad media de enfriamiento es de 10,0 °C/segundo o menos, preferiblemente de 8,0 °C/segundo o menos, y más preferiblemente de 6,0 °C/segundo o menos.

(Segundo enfriamiento)

En el segundo enfriamiento (etapa S4), la velocidad media de enfriamiento es de 650 °C a 500 °C es de 2,0 °C/segundo a 100,0 °C/segundo. Si la velocidad media de enfriamiento es inferior a 2,0 °C/segundo, se precipita perlita, lo que suprime la generación de austenita retenida. Por lo tanto, la velocidad media de enfriamiento es de 2,0 °C/segundo o más, preferiblemente de 5,0 °C/segundo o más, y más preferiblemente de 8,0 °C/segundo o más. Por otro lado, si la velocidad media de enfriamiento es superior a 100,0 °C/segundo, la planicidad de la lámina de acero 10 se deteriora y el espesor de la capa de recubrimiento 11 varía mucho. Por lo tanto, la velocidad media de enfriamiento es de 100,0 °C/segundo o menos, preferiblemente de 60,0 °C/segundo o menos, y más preferiblemente de 40 °C/segundo o menos.

(Galvanización por inmersión en caliente, aleación)

La temperatura del baño y la composición del baño en la galvanización por inmersión en caliente (etapa S5) no están limitadas, y se pueden emplear temperaturas y composiciones generales. El peso del revestimiento tampoco está limitado, y se puede emplear un peso general. Por ejemplo, el peso del revestimiento por un lado es de 20 g/m² a 120 g/m². Cuando se forma una capa de galvanización por inmersión en caliente aleada como la capa de revestimiento 11, la aleación (etapa S8) se lleva a cabo después del tratamiento de galvanización por inmersión en caliente. La aleación se realiza preferiblemente bajo unas condiciones en las que la concentración de Fe en la capa de revestimiento 11 llega a ser de un 7% en masa o más. Para hacer que la concentración de Fe sea de un 7% en masa o más, por ejemplo la temperatura en la aleación es de 490 °C a 560 °C, y el período de tiempo del tratamiento es de 5 segundos a 60 segundos, aunque también depende en el peso del revestimiento. Cuando se forma una capa de galvanización por inmersión en caliente como la capa de revestimiento 11, no se realiza la aleación. En este caso, la concentración de Fe en la capa de revestimiento 11 también puede ser inferior a un 7% en masa. La soldabilidad de

la lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente es menor que la soldabilidad de la lámina de acero aleado galvanizado por inmersión en caliente. Sin embargo, la resistencia a la corrosión de la lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente es buena.

5 También es posible realizar un mantenimiento isotérmico y enfriamiento de la lámina de acero de materia prima, según las necesidades, entre el segundo enfriamiento (etapa S4) y el tratamiento de galvanización por inmersión en caliente (etapa S5).

(Tercer enfriamiento)

10 En el tercer enfriamiento (etapa S6), la velocidad media de enfriamiento de la temperatura de aleación en caso de realizar la aleación, o de la temperatura del baño en la galvanización por inmersión en caliente en caso de no realizar aleación, a una temperatura de 200 °C o menos es de 2 °C/segundo o más. En el tercer enfriamiento se genera austenita estabilizada. Prácticamente toda la austenita estabilizada permanece como la austenita que es incluso después de haber sido sometida al temple (etapa S7). En el tercer enfriamiento se puede generar una martensita dura diferente a la austenita estabilizada, y la martensita dura se convierte en la martensita templada que tiene ductilidad al ser sometida al temple (etapa S7). Si la velocidad media de enfriamiento es inferior a 2 °C/segundo, no es posible obtener en suficiente medida la austenita estabilizada, y la fracción volumétrica de la austenita retenida en el material de base 13 llega a ser inferior a un 5,0%. Por lo tanto, la velocidad media de enfriamiento es de 2 °C/segundo o más, y preferiblemente de 5 °C/segundo o más. Aunque el límite superior de la velocidad media de enfriamiento no está limitado, preferiblemente es de 500 °C/segundo o menos, desde el punto de vista de la eficiencia económica. Aunque la temperatura de parada de enfriamiento del tercer enfriamiento no está limitada, es preferiblemente una temperatura de 100 °C o menos.

(Temple)

25 En el temple (etapa S7), la lámina de acero de materia prima se mantiene a 100 °C o más y a menos de 200 °C durante 30 segundos (0,5 minutos) a 48 horas (1.152 minutos). El efecto del temple se muestra más significativamente en la capa de ferrita descarburada 12 que en el material de base 13. Específicamente, a una temperatura de temple inferior a 200 °C, el grado de ablandamiento de la martensita en el material de base 13 es bajo y, por otro lado, en la capa de ferrita descarburada 12 la concentración de C es menor que la del material de base 13 y, por lo tanto, se produce fácilmente una difusión superficial, lo que conduce a un ablandamiento significativo. La facilidad de aparición de agrietamiento en las cercanías de la superficie de la lámina de acero 10 ejerce una gran influencia en la plegabilidad, y es posible reducir adecuadamente la dureza de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 mientras se mantiene una alta dureza media de la martensita templada en el material de base 13. Por lo tanto, es posible mejorar la plegabilidad y el alargamiento mientras se asegura una alta resistencia a la tracción. Además, al realizar el temple, el C no solo se concentra en la austenita retenida no transformada, sino también en la ferrita cuando la lámina de acero de materia prima contiene ferrita. Además, debido a la concentración de C, la austenita retenida y la ferrita se endurecen, con lo que se mejora el alargamiento uniforme (Al. U.) de la lámina de acero chapada 1.

35 Si la temperatura de temple es inferior a 100 °C, el temple de la martensita en la capa de ferrita descarburada 12 es insuficiente, y la dureza media de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es superior a 8 GPa. Por lo tanto, la temperatura de temple es de 100 °C o más, y preferiblemente de 120 °C o más. Por otro lado, si la temperatura de temple es de 200 °C o más, la austenita retenida en el material de base 13 y la capa de ferrita descarburada 12 se descomponen, y la dureza media de la martensita templada en el material de base 13 llega a ser menor de 5 GPa. Como resultado de ello, la resistencia a la tracción disminuye y el alargamiento se deteriora. Por lo tanto, la temperatura de temple es inferior a 200 °C. Si el tiempo de temple es inferior a 30 segundos, el temple de martensita en la capa de ferrita descarburada 12 es insuficiente, y la dureza media de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada 12 es superior a 8 GPa. Por lo tanto, el tiempo de temple es de 30 segundos o más. Por otro lado, si el tiempo de temple es superior a 48 horas, el efecto se satura y la productividad se reduce innecesariamente. Por lo tanto, el tiempo de temple es de 48 horas o menos. En el temple, es preferible suprimir la fluctuación de temperatura para mantener una temperatura determinada, con el fin de suprimir la variación de las propiedades de la lámina de acero 10. Es preferible que toda la martensita de la M-A en el material de base 13 sea templada por el temple.

50 Después del temple, también es posible realizar una corrección de la planicidad utilizando un nivelador, y también es posible realizar un revestimiento de aceite o proporcionar una película de revestimiento que tenga una acción de lubricación.

La lámina de acero chapada 1 de acuerdo con la presente realización se puede fabricar del modo arriba descrito.

55 Aunque las propiedades mecánicas de la lámina de acero chapada 1 no están limitadas, en el ensayo de tracción en el que la dirección de anchura de la lámina se establece como la dirección de tracción, la resistencia a la tracción (TS) es preferiblemente de 780 MPa o más, más preferiblemente de 800 MPa o más y aún más preferiblemente de 900 MPa o más. En esta prueba de tracción, si la resistencia a la tracción es inferior a 780 MPa, a veces es difícil asegurar una absorción de impactos suficiente cuando la lámina de acero chapada 1 se utiliza como piezas de automóvil. Cuando se considera la aplicación a las partes de automóvil con respecto a las cuales se requiere un alto grado de

resistencia cuando la deformación plástica comienza en un momento de colisión, el límite elástico (YS) en esta prueba de tracción es preferiblemente de 420 MPa o más, y más preferiblemente de 600 MPa o más. Cuando se considera la aplicación a las partes de automóvil con respecto a las cuales se requiere la plasticidad, el alargamiento total es preferiblemente de un 12% o más, y la relación de expansión de agujeros es preferiblemente de un 35% o más. Además, en lo que respecta a la plegabilidad, es preferible proporcionar características tales que en la prueba de plegado en forma de V de 90 grados no se produzca agrietamiento y no se produzca una constricción de 10 μm o más.

Se ha de señalar que las realizaciones arriba descritas simplemente ilustran ejemplos concretos de aplicación de la presente invención, y el alcance técnico de la presente invención no ha de ser interpretado de forma restrictiva por estas realizaciones.

10 Ejemplos

A continuación, se describirán ejemplos de la presente invención. Unas condiciones de los ejemplos son un ejemplo de condiciones que se adoptan para confirmar una posibilidad de aplicación y un efecto de la presente invención, y la presente invención no se limita a este ejemplo de condiciones. La presente invención permite la adopción de diversas condiciones siempre que se logre un objeto de la presente invención sin apartarse de la esencia de la presente invención.

Los aceros con las composiciones químicas presentadas en la Tabla 1 se fundieron en un horno experimental para producir planchas con un espesor de 40 mm cada una. El resto de la composición química presentada en la Tabla 1 está compuesto por Fe e impurezas. Un subrayado en la Tabla 1 indica que un valor numérico al que se aplica el subrayado está fuera del intervalo de la presente invención. Después se realizaron en las planchas un laminado en caliente, un enfriamiento utilizando agua pulverizada, y un primer tratamiento térmico. En el enfriamiento mediante el uso de agua pulverizada, la velocidad media de enfriamiento fue de aproximadamente 30 $^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$. En la Tabla 2 y la Tabla 3 se presentan una temperatura de acabado del laminado en caliente, un espesor después del laminado en caliente (un espesor de una lámina de acero laminada en caliente) y una temperatura de parada de enfriamiento. En el primer tratamiento térmico, la lámina de acero laminada en caliente se cargó en un horno, se mantuvo en el horno a la temperatura de parada de enfriamiento durante 60 minutos, y se enfrió en el horno a 100 $^{\circ}\text{C}$ o menos a una velocidad de enfriamiento de 20 $^{\circ}\text{C}/\text{hora}$. La temperatura de parada de enfriamiento se establece asumiendo una temperatura de bobinado, y el primer tratamiento térmico simula un historial térmico durante el bobinado de la lámina de acero laminada en caliente. Después del primer tratamiento térmico se eliminó una incrustación mediante decapado y se realizó un laminado en frío. En la Tabla 2 y la Tabla 3 se presenta un espesor después del laminado en frío (un espesor de una lámina de acero laminada en frío).

Posteriormente se recogieron materiales de prueba para el tratamiento térmico de las láminas de acero laminadas en frío, y se llevaron a cabo un calentamiento, un recocido, un primer enfriamiento, un segundo enfriamiento, un segundo tratamiento térmico que simula la galvanización por inmersión en caliente, un tercer enfriamiento y un temple. Algunos de los materiales de prueba se sometieron a un tercer tratamiento térmico que simula la aleación entre el segundo tratamiento térmico y el tercer enfriamiento. En la Tabla 2 y la Tabla 3 se presenta una velocidad media de calentamiento de 100 $^{\circ}\text{C}$ a 720 $^{\circ}\text{C}$ en el calentamiento de cada uno de los materiales de prueba. En el recocido, los materiales de prueba se mantuvieron a las temperaturas presentadas en la Tabla 2 y la Tabla 3 durante los períodos de tiempo presentados en la Tabla 2 y la Tabla 3. En la Tabla 2 y la Tabla 3 se presentan un punto de rocío y una concentración de hidrógeno en la atmósfera en ese momento. En la Tabla 4 y la Tabla 5 se presentan una velocidad media de enfriamiento de 720 $^{\circ}\text{C}$ a 650 $^{\circ}\text{C}$ del primer enfriamiento y una velocidad media de enfriamiento de 650 $^{\circ}\text{C}$ a 500 $^{\circ}\text{C}$ del segundo enfriamiento. Entre el segundo enfriamiento y el segundo tratamiento térmico, los materiales de prueba se mantuvieron a una temperatura de 460 $^{\circ}\text{C}$ a 500 $^{\circ}\text{C}$ durante los períodos de tiempo presentados en la Tabla 4 y la Tabla 5, los materiales de prueba se mantuvieron a 460 $^{\circ}\text{C}$ durante 3 segundos en el segundo tratamiento térmico, y los materiales de prueba se mantuvieron a 510 $^{\circ}\text{C}$ durante 3 segundos en el tercer tratamiento térmico. En la Tabla 4 y la Tabla 5 se presentan una temperatura de parada de enfriamiento del tercer enfriamiento, una velocidad media de enfriamiento desde la temperatura del tercer tratamiento térmico hasta la temperatura de parada de enfriamiento con respecto al material de prueba que había sido sometido al tercer tratamiento térmico, y una velocidad media de enfriamiento desde la temperatura del segundo tratamiento térmico hasta la temperatura de parada de enfriamiento con respecto al material de prueba que no había sido sometido al tercer tratamiento térmico. En la Tabla 4 y la Tabla 5 se presentan una temperatura máxima alcanzada del temple y un período de tiempo de mantenimiento a dicha temperatura. La velocidad de calentamiento a la temperatura máxima alcanzada fue de 20 $^{\circ}\text{C}/\text{segundo}$. Un subrayado en la Tabla 2 a la Tabla 5 indica que un valor numérico al que se aplica el subrayado está fuera del intervalo deseable.

ES 2 769 086 T3

[Tabla 1]

Tabla 1

SÍMBOLO DE ACERO	COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN MASA)							
	C	Si	Mn	P	S	Al sol.	N	OTROS
A	0,235	1,46	2,12	0,005	0,0008	0,046	0,0022	
B	0,211	<u>0,21</u>	2,26	0,006	0,0011	0,045	0,0024	
C	0,188	1,82	2,53	0,005	0,0012	0,046	0,0034	
D	0,175	1,24	<u>0,82</u>	0,005	0,0012	0,047	0,0036	Mo: 0,5
E	0,191	1,61	2,88	0,005	0,0011	0,045	0,0033	Ti: 0,012
F	0,183	1,37	2,85	0,006	0,0009	0,048	0,0027	Nb: 0,018
G	0,202	1,50	2,54	0,005	0,0008	0,046	0,0035	Ti: 0,025, B: 0,0019
H	0,227	1,32	2,06	0,004	0,0008	0,045	0,0026	Cu: 0,28, Ni: 0,16
I	0,177	1,63	2,51	0,006	0,0008	0,047	0,0038	Mo: 0,17, B: 0,0015
J	0,182	1,65	2,70	0,005	0,0012	0,048	0,0031	Cr, 0,32, Mo: 0,08
K	0,183	1,52	2,54	0,005	0,0011	0,047	0,0026	Ca: 0,0008, Mg: 0,0007
L	0,186	1,60	2,97	0,006	0,0012	0,046	0,0029	Bi: 0,0030, REM: 0,0005
M	0,220	1,47	2,03	0,004	0,0011	0,045	0,0032	Ti: 0,047
N	0,299	1,64	3,07	0,004	0,0009	0,049	0,0025	Cr: 0,55
O	0,297	1,67	2,55	0,004	0,0008	0,048	0,0023	
P	0,365	1,83	2,76	0,004	0,0008	0,047	0,0023	
Q	<u>0,024</u>	1,65	4,33	0,005	0,0008	0,043	0,0029	
R	0,180	1,31	2,23	0,013	0,0006	0,021	0,0046	
S	0,070	1,01	2,04	0,004	0,0006	0,023	0,0036	
T	0,062	0,65	1,57	0,005	0,0011	0,034	0,0036	
U	0,140	1,88	1,60	0,012	0,0007	0,036	0,0041	
V	0,081	1,15	2,83	0,011	0,0044	0,020	0,0019	
W	0,255	1,79	2,01	0,008	0,0014	0,053	0,0052	Nb: 0,015
X	0,113	1,09	1,17	0,014	0,0059	0,069	0,0033	Ni: 1,13
Y	0,130	1,38	2,50	0,006	0,0057	0,051	0,0027	<u>W: 0,2500</u>
Z	0,195	0,27	2,72	0,011	0,0037	0,047	0,0027	Ti: 0,081

[Tabla 2]

Tabla 2

MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL ACERO	LAMINADO EN CALIENTE			LAMINADO EN FRÍO	CALENTAMIENTO	RECOCIDO				OBSERVACIONES
		ESPOSOR DE LA LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN CALIENTE (mm)	TEMPERATURA DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)	ESPOSOR DE LA LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO (mm)	VELOCIDAD MEDIA DE CALENTAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (s)	PUNTO DE ROCÍO (°C)	CONCENTRACIÓN DE HIDRÓGENO	
1	A	2,5	960	550	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
2	A	2,5	960	550	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
3	A	2,5	960	550	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
4	A	2,5	960	550	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
5	C	2,5	940	600	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
6	C	2,5	940	600	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
7	C	2,5	940	600	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
8	C	2,5	940	600	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
9	E	2,5	940	600	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
10	E	2,5	940	600	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
11	F	2,5	940	600	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
12	G	2,5	950	600	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
13	H	3,0	950	550	1,6	8	820	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
14	I	2,5	960	550	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
15	J	2,5	940	600	1,2	8	850	3D	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
16	J	2,5	940	600	1,2	8	850	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
17	K	3,0	960	600	1,6	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
18	L	3,0	940	600	1,6	8	840	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
19	M	3,0	950	550	1,6	8	820	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO

MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL ACERO	LAMINADO EN CALIENTE			LAMINADO EN FRÍO	CALENTAMIENTO	RECOCIDO				OBSERVACIONES
		ESPESOR DE LA LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN CALIENTE (mm)	TEMPERATURA DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)			ESPESOR DE LA LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO (mm)	VELOCIDAD MEDIA DE CALENTAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (s)	
20	N	2,5	950	640	1,2	8	790	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
21	N	2,5	950	640	1,2	8	790	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
22	O	2,5	940	640	1,2	8	780	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
23	P	2,5	940	640	1,2	8	780	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
24	P	2,5	940	640	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
25	R	2,5	880	530	1,2	5	860	50	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO
26	S	2,5	910	520	1,2	8	830	50	-10	4	EJEMPLO INVENTIVO

[Tabla 3]

Tabla 3

MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL ACERO	LAMINADO EN CALIENTE			LAMINADO EN FRÍO	CALENTAMIENTO	RECOCIDO				OBSERVACIONES
		ESPESOR DE LA LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN CALIENTE (mm)	TEMPERATURA DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)			ESPESOR DE LA LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO (mm)	VELOCIDAD MEDIA DE CALENTAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (s)	
27	A	2,5	960	550	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
28	A	2,5	960	550	1,2	8	800	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
29	A	2,5	960	550	1,2	8	<u>700</u>	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
30	A	2,5	960	550	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 769 086 T3

MUESTRA Nº	SÍMBOLO DEL ACERO	LAMINADO EN CALIENTE			LAMINADO EN FRÍO	CALENTAMIENTO	RECOCIDO				OBSERVACIONES
		ESPESOR DE LA LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN CALIENTE (mm)	TEMPERATURA DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRÍAMIENTO (°C)	ESPESOR DE LA LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO (mm)	VELOCIDAD MEDIA DE CALENTAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (s)	PUNTO DE ROCÍO (°C)	CONCENTRACIÓN DE HIDRÓGENO	
31	A	2,5	960	550	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
32	A	2,5	960	550	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
33	A	2,5	960	550	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
34	B	3,0	900	500	1,6	8	880	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
35	C	2,5	940	600	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
36	D	3,0	960	680	1,6	8	840	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
37	E	2,5	940	600	1,2	8	<u>970</u>	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
38	F	2,5	940	600	1,2	8	840	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
39	Q	2,5	940	640	1,2	8	820	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
40	R	2,5	870	580	1,2	8	870	70	-5	3	EJEMPLO COMPARATIVO
41	R	2,5	890	670	1,2	<u>60</u>	849	80	0	2	EJEMPLO COMPARATIVO
42	R	2,5	890	520	1,2	8	860	70	<u>-45</u>	4	EJEMPLO COMPARATIVO
43	R	2,5	890	520	1,2	8	860	<u>3</u>	-20	4	EJEMPLO COMPARATIVO
44	R	2,5	880	530	1,2	8	860	50	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
45	S	2,5	980	700	1,2	8	800	<u>1000</u>	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
46	S	2,5	890	520	1,2	<u>0,2</u>	780	50	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
47	N	2,5	920	570	1,2	8	790	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO

MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL ACERO	LAMINADO EN CALIENTE			LAMINADO EN FRÍO	CALENTAMIENTO	RECOCIDO				OBSERVACIONES
		ESPOSOR DE LA LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN CALIENTE (mm)	TEMPERATURA DE ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO (°C)			TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (s)	PUNTO DE ROCÍO (°C)	CONCENTRACIÓN DE HIDRÓGENO	
48	T	2,5	940	560	1,2	8	880	80	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
49	U	2,5	90	500	1,2	8	760	80	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
50	V	2,5	903	670	1,2	5,3	824	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
51	W	2,5	947	660	1,2	5,3	877	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
52	X	2,5	960	640	1,2	5,4	857	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
53	Y	2,5	932	680	1,2	11,4	763	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO
54	Z	2,5	950	690	1,2	3,9	883	30	-10	4	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 4]

Tabla 4

MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL ACERO	PRIMER ENFRIAMIENTO	SEGUNDO ENFRIAMIENTO	SEGUNDO TRATAMIENTO TÉRMICO (GALVANIZACIÓN POR INMERSIÓN EN CALIENTE)	TERCER TRATAMIENTO TÉRMICO (ALEACIÓN)	TERCER ENFRIAMIENTO		TEMPLE		OBSERVACIONES
						VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA DE PARADA (°C)	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (min)	
1	A	5	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	190	15	EJEMPLO INVENTIVO
2	A	5	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	140	1000	EJEMPLO INVENTIVO
3	A	5	30	24	SIN	12	TEMPERATURA AMBIENTE	190	3	EJEMPLO INVENTIVO

ES 2 769 086 T3

MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL ACERO	PRIMER ENFRIAMIENTO	SEGUNDO ENFRIAMIENTO	SEGUNDO TRATAMIENTO TÉRMICO (GALVANIZACIÓN POR INMERSIÓN EN CALIENTE)	TERCER TRATAMIENTO TÉRMICO (ALEACIÓN)	TERCER ENFRIAMIENTO		TEMPLE		OBSERVACIONES
		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TIEMPO (s)		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA DE PARADA (°C)	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (min)	
4	A	5	30	78	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	180	60	EJEMPLO INVENTIVO
5	C	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	190	80	EJEMPLO INVENTIVO
6	C	2	4	19	SIN	14	TEMPERATURA AMBIENTE	190	360	EJEMPLO INVENTIVO
7	C	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	180	250	EJEMPLO INVENTIVO
6	C	2	4	19	CON	14	100	190	200	EJEMPLO INVENTIVO
9	E	5	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	190	200	EJEMPLO INVENTIVO
10	E	5	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	150	100	EJEMPLO INVENTIVO
11	F	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	190	1,5	EJEMPLO INVENTIVO
12	G	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	190	24	EJEMPLO INVENTIVO
13	H	5	30	24	SIN	14	TEMPERATURA AMBIENTE	170	100	EJEMPLO INVENTIVO
14	I	5	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	160	300	EJEMPLO INVENTIVO
15	J	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	150	200	EJEMPLO INVENTIVO
16	J	10	10	14	SIN	14	TEMPERATURA AMBIENTE	160	400	EJEMPLO INVENTIVO
17	K	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	190	200	EJEMPLO INVENTIVO
18	L	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	190	30	EJEMPLO INVENTIVO
19	M	5	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	190	50	EJEMPLO INVENTIVO
20	N	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	180	180	EJEMPLO INVENTIVO

MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL ACERO	PRIMER ENFRIAMIENTO	SEGUNDO ENFRIAMIENTO	SEGUNDO TRATAMIENTO TÉRMICO (GALVANIZACIÓN POR INMERSIÓN EN CALIENTE)	TERCER TRATAMIENTO TÉRMICO (ALEACIÓN)	TERCER ENFRIAMIENTO		TEMPLE		OBSERVACIONES
		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TIEMPO (s)		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA DE PARADA (°C)	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (min)	
21	N	2	4	19	SIN	14	TEMPERATURA AMBIENTE	180	60	EJEMPLO INVENTIVO
22	O	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	190	300	EJEMPLO INVENTIVO
23	P	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	180	200	EJEMPLO INVENTIVO
24	P	2	4	19	CON	14	100	190	40	EJEMPLO INVENTIVO
25	R	5	30	20	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	130	800	EJEMPLO INVENTIVO
26	S	5	30	20	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	120	900	EJEMPLO INVENTIVO

[Tabla 5]

Tabla 5

MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL ACERO	PRIMER ENFRIAMIENTO	SEGUNDO ENFRIAMIENTO	SEGUNDO TRATAMIENTO TÉRMICO (GALVANIZACIÓN POR INMERSIÓN EN CALIENTE)	TERCER TRATAMIENTO TÉRMICO (ALEACIÓN)	TERCER ENFRIAMIENTO		TEMPLE		OBSERVACIONES
		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TIEMPO (s)		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA DE PARADA (°C)	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (min)	
27	A	5	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	80	100	EJEMPLO COMPARATIVO
28	A	5	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	520	1000	EJEMPLO COMPARATIVO
29	A	5 ¹	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	180	30	EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 769 086 T3

MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL ACERO	PRIMER ENFRIAMIENTO	SEGUNDO ENFRIAMIENTO	SEGUNDO TRATAMIENTO TÉRMICO (GALVANIZACIÓN POR INMERSIÓN EN CALIENTE)	TERCER TRATAMIENTO TÉRMICO (ALEACIÓN)	TERCER ENFRIAMIENTO		TEMPLE		OBSERVACIONES
		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TIEMPO (s)		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA DE PARADA (°C)	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (min)	
30	A	<u>0,2</u>	30	12	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	190	60	EJEMPLO COMPARATIVO
31	A	5	1	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	180	100	EJEMPLO COMPARATIVO
32	A	5	30	24	CON	1	TEMPERATURA AMBIENTE	170	80	EJEMPLO COMPARATIVO
33	A	5	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>NO REALIZADO</u>		EJEMPLO COMPARATIVO
34	<u>B</u>	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	180 100		EJEMPLO COMPARATIVO
35	C	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>NO REALIZADO</u>		EJEMPLO COMPARATIVO
36	<u>D</u>	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	190	200	EJEMPLO COMPARATIVO
37	E	5	30	24	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	190	600	EJEMPLO COMPARATIVO
38	F	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>220</u>	600	EJEMPLO COMPARATIVO
39	<u>Q</u>	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	180	100	EJEMPLO COMPARATIVO
40	R	5	30	20	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>NO REALIZADO</u>		EJEMPLO COMPARATIVO
41	R	5	30	20	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	190	360	EJEMPLO COMPARATIVO
42	R	5	30	20	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	170	200	EJEMPLO COMPARATIVO
43	R	5	30	20	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	180	200	EJEMPLO COMPARATIVO

MUESTRA N°	SÍMBOLO DEL ACERO	PRIMER ENFRIAMIENTO	SEGUNDO ENFRIAMIENTO	SEGUNDO TRATAMIENTO TÉRMICO (GALVANIZACIÓN POR INMERSIÓN EN CALIENTE)	TERCER TRATAMIENTO TÉRMICO (ALEACIÓN)	TERCER ENFRIAMIENTO		TEMPLE		OBSERVACIONES
		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TIEMPO (s)		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA DE PARADA (°C)	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (min)	
44	R	<u>20</u>	30	3	SIN	20	TEMPERATURA AMBIENTE	190	240	EJEMPLO COMPARATIVO
45	S	5	30	20	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	180	100	EJEMPLO COMPARATIVO
46	S	5	30	20	CON	12	TEMPERATURA AMBIENTE	190	80	EJEMPLO COMPARATIVO
47	N	2	4	19	CON	14	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>90</u>	180	EJEMPLO COMPARATIVO
48	T	2	30	20	SIN	14	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>210</u>	200	EJEMPLO COMPARATIVO
49	U	2	30	15	SIN	NINGUNA	TEMPERATURA AMBIENTE	140	<u>0,2</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
50	V	4,3	13,5	24	CON	4,1	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>290</u>	500	EJEMPLO COMPARATIVO
51	W	3,7	12,8	24	SIN	3,5	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>410</u>	500	EJEMPLO COMPARATIVO
52	X	3,4	6,2	24	CON	53,8	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>250</u>	500	EJEMPLO COMPARATIVO
53	Y	6,2	19	24	SIN	1,5	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>330</u>	500	EJEMPLO COMPARATIVO
54	Z	2,5	118,7	24	CON	42,3	TEMPERATURA AMBIENTE	<u>340</u>	500	EJEMPLO COMPARATIVO

*1 VALOR DE REFERENCIA (EL PUNTO DE INICIO DE ENFRIAMIENTO FUE DE 700 °C)

Después se observó la estructura de cada uno de los materiales de prueba, y en cada uno de los materiales de prueba se realizó una prueba de tracción y una prueba de plegado.

5 Es importante si la martensita está templada o no y, en esta determinación, una sección transversal de cada uno de los materiales de prueba se sometió a corrosión con nital y se observó con un microscopio electrónico de barrido (SEM). Además se determinó que la martensita se templaba en el material de prueba que tenía un carburo, y la martensita no se templaba en el material de prueba que no tenía carburo.

En la observación de la estructura del material de base se llevó a cabo un análisis de imágenes de las imágenes de observación con microscopio electrónico de una sección transversal perpendicular a una dirección de laminado y una

sección transversal perpendicular a una dirección de anchura de lámina (una dirección perpendicular a la dirección de laminado), y se midió la fracción volumétrica de M-A en una posición de 1/4 de espesor de lámina en cada una de las secciones transversales. Además, un valor medio de las fracciones de volumen se definió como la fracción volumétrica de la M-A del material de base en el material de prueba. Además, las fracciones volumétricas de austenita retenida en las dos secciones transversales arriba descritas se midieron mediante difracción de rayos X, y un valor medio de las fracciones volumétricas se definió como la fracción volumétrica de la austenita retenida del material de base. Además, un valor obtenido restando la fracción volumétrica de la austenita retenida de la fracción volumétrica de la M-A se definió como la fracción volumétrica de la martensita templada. Además, se midió la dureza media de la martensita templada mediante el método de nanoindentación. En esta medición se utilizó un indentador con forma de arista cúbica, y la carga de indentación fue de 500 μ N. Los resultados de la medición se presentan en la Tabla 6 y en la Tabla 7. Se ha de señalar que la fracción volumétrica de ferrita del material de base en cada una de las muestras fue de un 4,0% o más.

En la observación de la capa de ferrita descarburada se midió una relación de área de ferrita a intervalos de 1 μ m desde la superficie de cada uno de los materiales de prueba, y una posición en la que el valor de medición indicaba un 120% de la fracción volumétrica de ferrita del material de base en la posición de 1/4 de espesor de lámina se definió como una interfaz entre la capa de ferrita descarburada y el material de base. Además, una distancia desde la superficie del material de prueba hasta la interfaz se definió como el espesor de la capa de ferrita descarburada en la sección transversal. La observación tal como se ha descrito más arriba se realizó en las dos secciones transversales arriba descritas, y un valor medio en la observación se definió como el espesor de la capa de ferrita descarburada en el material de prueba. Además, mediante el análisis de imágenes arriba mencionado se calcularon el diámetro de grano de ferrita, la fracción volumétrica de la martensita templada y la densidad numérica de la martensita templada. En este cálculo también se determinó un valor medio de las dos secciones transversales arriba descritas. Además se midió la dureza media de la martensita templada mediante el método de nanoindentación. En esta medición se utilizó un indentador con forma de arista cúbica, y la carga de indentación fue de 500 μ N. Los resultados de la medición se presentan en la Tabla 6 y en la Tabla 7. Un subrayado en la Tabla 6 y la Tabla 7 indica que un valor numérico al que se aplica el subrayado está fuera del intervalo de la presente invención.

En la prueba de tracción se recogió una probeta de tracción JIS nº 5 de cada uno de los materiales de prueba de tal modo que la dirección de anchura de la lámina (la dirección perpendicular a la dirección de laminado) correspondía a la dirección de tracción, y se midieron el límite elástico (YS), la resistencia a la tracción (TS) y el alargamiento total (Al. T.). En la prueba de plegado se realizó la prueba de plegado en forma de V de 90 grados con un radio de curvatura correspondiente al doble del espesor de la lámina, en la que la pieza de prueba sin agrietamiento y sin constricción de 10 μ m o más se definió como "buena", y la pieza de prueba que no cumplía estas condiciones se definió como "pobre". Los resultados correspondientes se presentan en la Tabla 6 y la Tabla 7. Un subrayado en la Tabla 6 y la Tabla 7 indica que un elemento al que se aplica el subrayado está fuera del intervalo deseable.

[Tabla 6]

Tabla 6

MUESTRA Nº	SÍMBOLO DEL ACERO	CAPA DE FERRITA DESCARBURADA						MATERIAL DE BASE			PROPIEDADES MECÁNICAS				OBSERVACIONES
		FERRITA		MARTENSITA TEMPLADA			FRACCIÓN VOLU- MÉTRICA DE AUSTENITA RETENIDA (%)	MARTENSITA TEMPLADA		YS (MPa)	TS (MPa)	Al. T. (%)	PLEGABILIDAD		
		FRACCIÓN VOLU- MÉTRICA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE GRANO (μ m)	FRACCIÓN VOLU- MÉTRICA (%)	DENSIDAD NUMÉRICA ($/\mu\text{m}^2$)	DUREZA MEDIA (GPa)		FRACCIÓN VOLU- MÉTRICA (%)	DUREZA MEDIA (GPa)						
1	A	9	66,4	4	11,2	0,081	6,3	13,1	13,8	8,3	640	1055	21,2	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
2	A	8	74,2	5	9,3	0,054	5,4	10,2	13,5	7,9	626	1024	23,5	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
3	A	9	77,4	6	10,4	0,036	6,5	13,2	13,2	8,4	646	1057	21,7	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
4	A	13	68,5	5	10,3	0,052	5,7	12,2	12,6	8,2	617	1029	22,5	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO

ES 2 769 086 T3

MUESTRA N°	SIMBOLO DEL ACERO	CAPA DE FERRITA DESCARBURADA						MATERIAL DE BASE			PROPIEDADES MECÁNICAS				OBSERVACIONES
		ESPESOR (µm)	FERRITA		MARTENSITA TEMPLADA			FRACCIÓN VOLU- MÉTRICA DE AUSTENITA RETENIDA (%)	MARTENSITA TEMPLADA		YS (MPa)	TS (MPa)	Al. T. (%)	PLEGABILIDAD	
			FRACCIÓN VOLU- MÉTRICA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE GRANO (µm)	FRACCIÓN VOLU- MÉTRICA (%)	DENSIDAD NUMÉRICA (/µm ²)	DUREZA MEDIA (GPa)		FRACCIÓN VOLU- MÉTRICA (%)	DUREZA MEDIA (GPa)					
5	C	13	56,8	4	23,0	0,081	5,8	8,3	49,4	8,8	913	1275	14,8	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
6	C	9	70,3	6	21,3	0,036	5,4	8,0	49,5	8,5	933	1246	14,3	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
7	C	11	69,5	6	16,4	0,036	5,6	6,5	49,0	8,4	921	1291	14,9	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
8	C	9	72,5	5	22,1	0,052	5,4	12,4	43,5	8,2	816	1203	16,7	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
9	E	11	63,8	5	24,3	0,052	5,3	9,2	54,8	8,5	948	1262	15,2	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
10	E	9	72,1	6	8,3	0,036	6,4	10,6	45,5	9,2	774	1412	14,5	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
11	F	10	65,6	7	25,1	0,027	6,2	10,3	52,7	8,5	890	1256	15,8	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
12	G	10	60,7	5	23,1	0,052	6,2	9,7	56,0	8,7	913	1228	16,4	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
13	H	11	74,1	6	10,3	0,036	6,1	13,3	14,9	7,9	645	1046	24,2	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
14	I	9	64,7	3	22,8	0,144	5,9	8,7	49,0	8,5	891	1238	15,8	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
15	J	11	60,3	8	23,5	0,020	6,3	11,1	60,2	8,6	1012	1336	15,2	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
16	J	12	54,2	5	30,9	0,052	6,1	11,9	65,4	8,7	1033	1343	14,5	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
17	K	8	60,1	8	22,4	0,020	5,9	8,1	65,1	7,9	875	1219	16,1	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
18	L	11	61,3	4	22,7	0,081	6,4	8,8	54,3	8,6	884	1273	15,4	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
19	M	14	70,5	7	10,7	0,027	5,8	12,9	13,8	7,8	629	1043	23,2	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
20	N	9	57,5	8	24,5	0,020	5,6	14,7	57,2	9,3	1143	1548	14,8	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
21	N	12	52,4	3	28,3	0,144	6,1	16,7	57,4	8,3	1120	1486	14,4	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
22	O	10	68,1	5	13,7	0,052	5,8	15,5	55,8	8,7	1150	1481	15,1	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO

MUESTRA N°	SIMBOLO DEL ACERO	CAPA DE FERRITA DESCARBURADA						MATERIAL DE BASE			PROPIEDADES MECÁNICAS				OBSERVACIONES
		ESPESOR (µm)	FERRITA		MARTENSITA TEMPLADA			FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA DE AUSTENITA RETENIDA (%)	MARTENSITA TEMPLADA		YS (MPa)	TS (MPa)	Al. T. (%)	PLEGABILIDAD	
			FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE GRANO (µm)	FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DENSIDAD NUMÉRICA (µm ²)	DUREZA MEDIA (GPa)		FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DUREZA MEDIA (GPa)					
23	P	8	55,7	7	22,4	0,027	6,4	16,8	57,0	8,4	1146	1536	15,7	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
24	P	10	54,6	8	28,4	0,020	6,2	22,5	55,9	8,5	1072	1532	15,4	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
25	R	12	84,3	8	4,2	0,020	5,8	11,2	5,3	7,5	650	1091	20,7	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO
26	S	13	77,9	12	12,0	0,016	6,3	5,4	8,3	8,2	531	846	34,1	BUENA	EJEMPLO INVENTIVO

[Tabla 7]

Tabla 7

MUESTRA N°	SIMBOLO DEL ACERO	CAPA DE FERRITA DESCARBURADA						MATERIAL DE BASE			PROPIEDADES MECÁNICAS				OBSERVACIONES
		ESPESOR (µm)	FERRITA		MARTENSITA TEMPLADA			FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA DE AUSTENITA RETENIDA (%)	MARTENSITA TEMPLADA		YS (MPa)	TS (MPa)	Al. T. (%)	PLEGABILIDAD	
			FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE GRANO (µm)	FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DENSIDAD NUMÉRICA (µm ²)	DUREZA MEDIA (GPa)		FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DUREZA MEDIA (GPa)					
27	A	9	64,5	6	NINGUNA		9,5 ¹	15,0	NINGUNA	10,2 ²	514	1103	14,8	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO
28	A	10	69,0	6	7,2	0,036	3,6	4,3	13,7	4,3	672	776	11,2	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO
29	A	9	94,2	7	NINGUNA			NINGUNA	NINGUNA	NINGUNA	472	791	11,7	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO
30	A	11	84,4	4	0,8	0,023	6,3	12,5	15,2	8,2	631	1142	14,6	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO
31	A	12	80,2	6	3,2	0,036	6,1	4,3	3,9	8,4	450	971	11,0	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 769 086 T3

MUESTRA N°	SIMBOLO DEL ACERO	CAPA DE FERRITA DESCARBURADA						MATERIAL DE BASE				PROPIEDADES MECÁNICAS				OBSERVACIONES
		ESPESOR (µm)	FERRITA		MARTENSITA TEMPLADA			FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA DE AUSTENITA RETENIDA (%)	MARTENSITA TEMPLADA		YS (MPa)	TS (MPa)	Al. T. (%)	PLEGABILIDAD		
			FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE GRANO (µm)	FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DENSIDAD NUMÉRICA (µm ²)	DUREZA MEDIA (GPa)		FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DUREZA MEDIA (GPa)						
32	A	10	76,5	8	6,1	0,019	5,4	4,6	10,5	8,0	506	1006	11,6	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO	
33	A	11	69,9	6	NINGUNA		9,8 ¹	15,3	NINGUNA	10,3 ²	503	1125	14,2	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO	
34	B	12	82,4	8	11,1	0,023	6,4	1,0	82,1	7,6	753	1035	10,9	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO	
35	C	10	71,5	6	NINGUNA		8,9 ¹	9,4	NINGUNA	10,2 ²	695	1391	11,8	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO	
36	D	19	80,9	9	0,6	0,015	7,4	6,6	15,1	8,2	842	1025	14,7	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO	
37	E	17	66,3	8	1,5	0,004	6,4	10,6	43,9	9,7	758	1402	13,0	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO	
38	F	9	60,6	6	22,4	0,036	4,3	4,8	52,9	4,6	651	1175	11,2	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO	
39	Q	9	62,8	4	24,5	0,081	5,6	9,4	44,3	6,5	509	721	22,9	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO	
40	R	9	64,1	10	NINGUNA		10,3 ¹	10,3	NINGUNA	10,4 ²	516	1139	18,2	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO	
41	R	45	80,5	24	1,6	0,002	6,2	9,7	4,6	8,1	764	1145	16,5	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO	
42	R	0	NINGUNO					11,4	4,8	8,4	725	1132	17,8	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO	
43	R	0	NINGUNO					10,3	5,2	8,2	695	1073	16,4	MALA	EJEMPLO COMPARATIVO	
44	R	8	68,2	11	3,6	0,015	6,5	3,7	6,4	7,9	883	1082	11,2	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO	

MUESTRA N°	SIMBOLO DEL ACERO	CAPA DE FERRITA DESCARBURADA						MATERIAL DE BASE			PROPIEDADES MECÁNICAS				OBSERVACIONES
		ESPESOR (µm)	FERRITA		MARTENSITA TEMPLADA			FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA DE AUSTENITA RETENIDA (%)	MARTENSITA TEMPLADA		YS (MPa)	TS (MPa)	Al. T. (%)	PLEGABILIDAD	
			FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DIÁMETRO MEDIO DE GRANO (µm)	FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DENSIDAD NUMÉRICA (µm ²)	DUREZA MEDIA (GPa)		FRACCIÓN VOLU-MÉTRICA (%)	DUREZA MEDIA (GPa)					
45	S	<u>220</u>	73,1	18	25,6	0,021	6,2	6,1	32,4	6,8	575	<u>772</u>	23,2	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO
46	S	13	80,7	12	3,4	<u>0,004</u>	6,1	5,3	8,3	7,1	626	<u>764</u>	33,2	<u>MALA</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
47	N	13	63,2	8	22,3	0,020	<u>9,4</u>	14,7	59,4	9,7	895	1572	13,5	<u>MALA</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
48	T	15	48,8	6	43,2	0,025	3,8	5,2	64,3	<u>4,2</u>	702	<u>775</u>	13,6	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO
49	U	14	67,4	8	13,5	0,021	8,7	6,3	14,2	<u>10,8</u>	465	825	25,2	<u>MALA</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
50	V	9	80,2	6	3,8	0,032	4,2	<u>0</u>	5,2	<u>4,7</u>	712	796	<u>11,3</u>	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO
51	W	10	63,4	5	24,3	0,042	6,3	1	37,6	6,5	1053	1162	<u>10,4</u>	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO
52	X	9	68,5	7	11,6	0,022	4,5	2	10,4	<u>4,9</u>	723	953	<u>10,8</u>	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO
53	Y	8	67,1	6	14,7	0,027	4,8	<u>1</u>	22,8	5,6	1027	1123	<u>8,6</u>	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO
54	Z	9	73,1	5	8,5	0,039	5,3	<u>0</u>	7,6	5,7	905	952	<u>10,1</u>	BUENA	EJEMPLO COMPARATIVO

*1 VALOR DE REFERENCIA (DUREZA DE MARTENSITA RECIENTE)

*2 VALOR DE REFERENCIA (DUREZA DE MARTENSITA RECIENTE)

Tal como se presenta en la Tabla 6 y la Tabla 7, en las muestras n° 1 a n° 26 dentro del intervalo de la presente invención, fue posible obtener una alta resistencia a la tracción de 780 MPa o más, un buen alargamiento de un 12% o más, y buena plegabilidad.

5

En la muestra n° 27, la temperatura de temple fue excesivamente baja, de modo que la martensita en la capa de ferrita descarburada no se templó. Por esta razón, la fracción volumétrica y la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada fueron insuficientes y la plegabilidad no fue buena.

En la muestra n° 28, la temperatura de temple fue excesivamente alta, de modo que la austenita se descompuso. Por esta razón, la fracción volumétrica de la austenita retenida en el material de base fue insuficiente, y el alargamiento y la resistencia a la tracción fueron bajos.

10

ES 2 769 086 T3

- En la muestra nº 29, la temperatura de recocido fue excesivamente baja, por lo que no fue posible obtener la austenita retenida. Por esta razón, la fracción volumétrica de la austenita retenida en el material de base fue insuficiente y el alargamiento fue bajo.
- 5 En la muestra nº 30, la velocidad media de enfriamiento del primer enfriamiento fue excesivamente baja, de modo que la martensita no se generó en suficiente medida. Por esta razón, la fracción volumétrica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada fue insuficiente y la plegabilidad no fue buena.
- En la muestra nº 31, la velocidad media de enfriamiento del segundo enfriamiento fue excesivamente baja, de modo que se generó perlita y se suprimió la generación de austenita. Por esta razón, la fracción volumétrica de la austenita retenida en el material de base fue insuficiente y el alargamiento fue bajo.
- 10 En la muestra nº 32, la velocidad media de enfriamiento del tercer enfriamiento fue excesivamente baja, de modo que la austenita se descompuso. Por esta razón, la fracción volumétrica de la austenita retenida en el material de base fue insuficiente y el alargamiento fue bajo.
- En las muestras nº 33, nº 35 y nº 40 se omitió el temple, de modo que la martensita en la capa de ferrita descarburada no se templó. Por esta razón, la fracción volumétrica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada fue insuficiente y la plegabilidad no fue buena.
- 15 En la muestra nº 34, el contenido de Si fue excesivamente bajo, de modo que la fracción volumétrica de la austenita retenida en el material de base fue insuficiente y el alargamiento fue bajo.
- En la muestra nº 36, el contenido de Mn fue excesivamente bajo, de modo que la fracción volumétrica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada fue insuficiente y la plegabilidad no fue buena.
- 20 En la muestra nº 37, la temperatura de recocido fue excesivamente alta, de modo que la martensita templada en la capa de ferrita descarburada no se refinó en suficiente medida. Por esta razón, la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada fue insuficiente y la plegabilidad no fue buena.
- En la muestra nº 38, la temperatura de temple fue excesivamente alta, de modo que la austenita se descompuso. Por esta razón, la fracción volumétrica de la austenita retenida en el material de base fue insuficiente y el alargamiento fue bajo.
- 25 En la muestra nº 39, el contenido de C fue excesivamente bajo, de modo que la resistencia a la tracción fue baja.
- En la muestra nº 41, la velocidad media de calentamiento del calentamiento fue excesivamente alta, de modo que la ferrita en la capa de ferrita descarburada se volvió gruesa y la martensita templada no se dispersó en suficiente medida. Por esta razón, el diámetro medio de grano de ferrita en la capa de ferrita descarburada se volvió excesivamente grande, y la densidad numérica de la martensita templada fue insuficiente, por lo que la plegabilidad no fue buena.
- 30 En la muestra nº 42, el punto de rocío en la atmósfera de recocido fue excesivamente bajo, por lo que no se generó la capa de ferrita descarburada. Por esta razón, el espesor de la capa de ferrita descarburada fue insuficiente y la plegabilidad no fue buena.
- En la muestra nº 43, el tiempo de recocido fue excesivamente corto, de modo que no se generó la capa de ferrita descarburada. Por esta razón, el espesor de la capa de ferrita descarburada fue insuficiente y la plegabilidad no fue buena.
- 35 En la muestra nº 44, la velocidad media de enfriamiento del primer enfriamiento fue excesivamente alta, de modo que la austenita retenida no se generó en suficiente medida. Por esta razón, la fracción volumétrica de la austenita retenida en el material de base fue insuficiente y el alargamiento fue bajo.
- 40 En la muestra nº 45, el tiempo de recocido fue excesivamente largo, de modo que la capa de ferrita descarburada se desarrolló en exceso. Por esta razón, el espesor de la capa de ferrita descarburada se volvió excesivamente grande y la resistencia a la tracción fue baja.
- En la muestra nº 46, la velocidad media de calentamiento del calentamiento fue excesivamente baja, de modo que la martensita templada no se dispersó en la capa de ferrita descarburada. Por esta razón, la fracción volumétrica y la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada fueron insuficientes, la resistencia a la tracción fue baja y la plegabilidad no fue buena.
- 45 En la muestra nº 47, la temperatura de temple fue excesivamente baja, de modo que la martensita en la capa de ferrita descarburada no se templó en suficiente medida. Por esta razón, la dureza de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada se volvió excesivamente grande y la plegabilidad no fue buena.
- 50 En la muestra nº 48, la temperatura de temple fue excesivamente alta, de modo que la martensita en el material de base se templó en exceso. Por esta razón, aunque la plegabilidad fue buena, la dureza media de la martensita templada en el material de base fue insuficiente y la resistencia a la tracción fue baja.

En la muestra nº 49, el período de tiempo de temple fue excesivamente corto, de modo que la martensita en el material de base no se templó en suficiente medida. Por esta razón, la dureza media de la martensita templada en el material de base se volvió excesivamente grande y la plegabilidad no fue buena.

5 En cada una de las muestras nº 50 a nº 54, la temperatura de temple fue excesivamente alta, de modo que la austenita se descompuso. Por esta razón, la fracción volumétrica de la austenita retenida en el material de base fue insuficiente y el alargamiento fue bajo.

Aplicabilidad industrial

La presente invención se puede utilizar para la industria asociada con una lámina de acero chapada adecuada para piezas de automóvil, por ejemplo.

10

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero chapada, que comprende:
una lámina de acero; y
una capa de revestimiento en la lámina de acero, en la que:
- 5 la capa de revestimiento es una capa de galvanización por inmersión en caliente o una capa de galvanización por inmersión en caliente aleada;
la lámina de acero comprende:
un material de base; y
una capa de ferrita descarburada sobre el material de base;
- 10 el material de base incluye una composición química representada, en% en masa, por:
C: de un 0,03% a un 0,70%;
Si: de un 0,25% a un 3,00%;
Mn: de un 1,0% a un 5,0%;
P: un 0,10% o menos;
- 15 S: un 0,0100% o menos;
Al sol.: de un 0,001% a un 1,500%;
N: un 0,02% o menos;
Ti: de un 0,0% a un 0,300%;
Nb: de un 0,0% a un 0,300%;
- 20 V: de un 0,0% a un 0,300%;
Cr: de un 0 % a un 2,000%;
Mo: de un 0% a un 2,000%;
Cu: de un 0% a un 2,000%;
Ni: de un 0% a un 2,000%;
- 25 B: de un 0% a un 0,0200%;
Ca: de un 0,00% a un 0,0100%;
REM: de un 0,0% a un 0,1000%;
Bi: de un 0,00% a un 0,0500%; y
el resto: Fe e impurezas;
- 30 el material de base incluye una estructura, en una posición en la que la profundidad desde una superficie de la lámina de acero corresponde a 1/4 del espesor de la lámina de acero, representada, en fracción volumétrica, por:
martensita templada: un 3,0% o más;
- 35 austenita retenida: un 5,0% o más; y el resto: principalmente ferrita y bainita, estando contenida la ferrita en una cantidad de un 4,0-70,0%;
- la dureza media de la martensita templada en el material de base, medida mediante un método de nanoindentación utilizando un indentador con forma de arista cúbica y una carga de indentación de 500 µN, es de 5 GPa a 10 GPa;
- 40 una parte o la totalidad de la martensita templada y la austenita retenida en el material de base forman un constituyente de martensita-austenita M-A;

ES 2 769 086 T3

la fracción volumétrica de ferrita en la capa de ferrita descarburada corresponde a un 120% o más de la fracción volumétrica de ferrita en el material de base en la posición en la que la profundidad desde la superficie de la lámina de acero corresponde a 1/4 del espesor de la lámina de acero;

el diámetro medio de grano de la ferrita en la capa de ferrita descarburada es de 20 μm o menos;

5 el espesor de la capa de ferrita descarburada es de 5 μm a 200 μm ;

la fracción volumétrica de martensita templada en la capa de ferrita descarburada es de un 1,0% en volumen o más;

la densidad numérica de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada es de 0,01/ μm^2 o más; y

10 la dureza media de la martensita templada en la capa de ferrita descarburada, medida mediante un método de nanoindentación utilizando un indentador con forma de arista cúbica y una carga de indentación de 500 μN , es de 8 GPa o menos.

2. La lámina de acero chapada según la reivindicación 1, en la que, en la composición química, se cumple

Ti: de un 0,001% a un 0,300%,

Nb: de un 0,001% a un 0,300%, o

15 V: de un 0,001% a un 0,300%,

o cualquier combinación de los mismos.

3. La lámina de acero chapada según la reivindicación 1 o 2, en la que, en la composición química, se cumple

Cr: de un 0,001% a un 2,000%, o

Mo: de un 0,001% a un 2,000%,

20 o ambos.

4. La lámina de acero chapada según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en la que, en la composición química, se cumple

Cu: de un 0,001% a un 2,000%, o

Ni: de un 0,001% a un 2,000%,

25 o ambos.

5. La lámina de acero chapada una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en la que, en la composición química, se cumple B: de un 0,0001% a un 0,0200%.

6. La lámina de acero chapada una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, en la que, en la composición química, se cumple

30 Ca: de un 0,0001% a un 0,0100%, o

REM: de un 0,0001% a un 0,1000%,

o ambos.

7. La lámina de acero chapada una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, en la que, en la composición química, se cumple Bi: de un 0,0001% a un 0,0500%.

FIG. 1

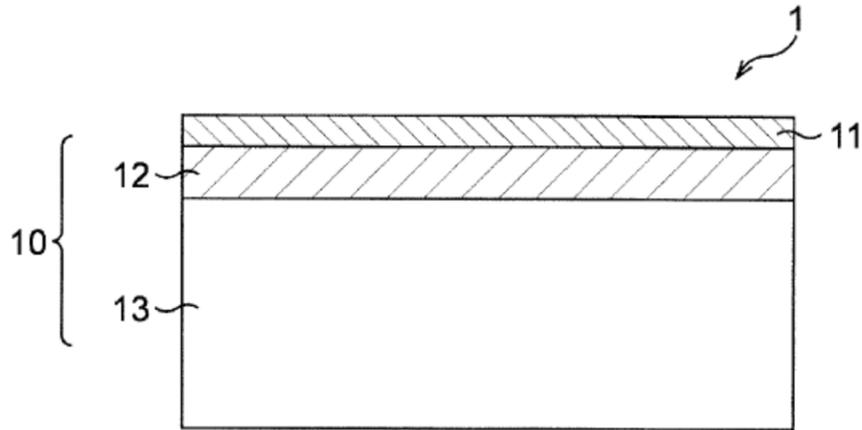


FIG. 2

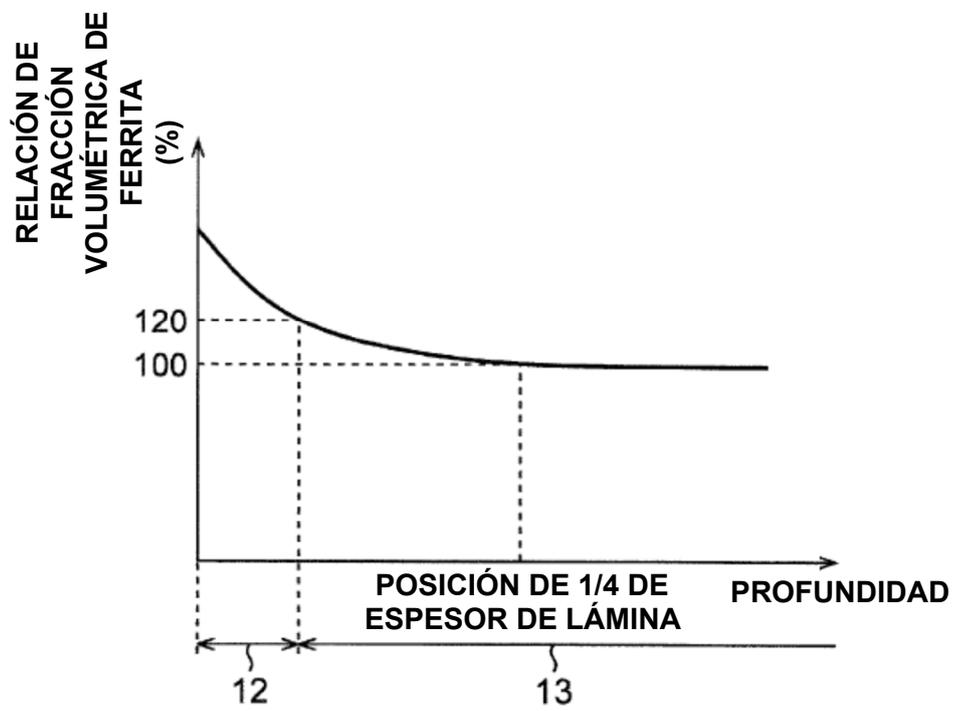


FIG. 3

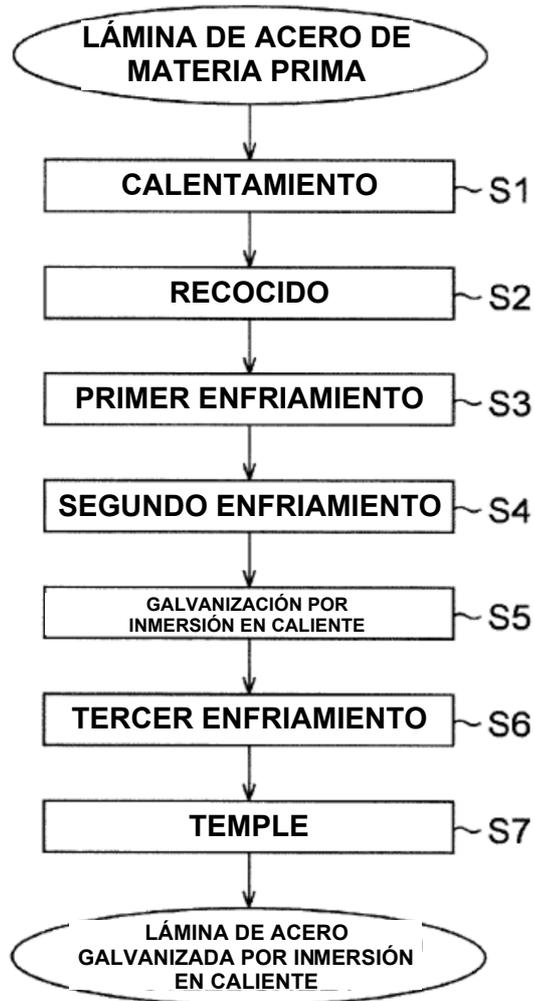


FIG. 4

