

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 737 678**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)
B21B 3/00	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)
C22C 18/04	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)
C23C 2/28	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.09.2012 PCT/JP2012/075061**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.04.2013 WO13047739**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.09.2012 E 12835930 (4)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **29.05.2019 EP 2762585**

54 Título: **Chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia con excelentes características de corte mecánico, chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia, y método de fabricación de las mismas**

30 Prioridad:

30.09.2011 JP 2011218773

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

15.01.2020

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**KAWATA, HIROYUKI;
MARUYAMA, NAOKI;
MURASATO, AKINOBU;
MINAMI, AKINOBU;
YASUI, TAKESHI;
KUWAYAMA, TAKUYA;
BAN, HIROYUKI y
HIRAMATSU, KAORU**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 737 678 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia con excelentes características de corte mecánico, chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia, y método de fabricación de las mismas

5 Campo de la técnica

La presente invención se refiere a una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y a una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelentes en la propiedad de corte mecánico, y a un método de fabricación de las mismas.

Antecedentes de la técnica

10 En los últimos años, ha aumentado la demanda de incrementar la resistencia de las chapas de acero usadas en automóviles o similares, y se ha empezado a usar chapas de acero de alta resistencia con una tensión de tracción máxima de 900 MPa o más, en particular con el fin de mejorar la seguridad en caso de colisión, y similares.

15 En general, dado que la conformabilidad de las chapas de acero se deteriora junto con el aumento de la resistencia, está en progreso el desarrollo de chapas de acero de alta resistencia cuya conformabilidad no se deteriore, es decir, que tengan buena conformabilidad incluso cuando se incremente su resistencia. Por ejemplo, en las chapas de acero descritas en la Bibliografía de Patente 1, una estructura de chapa de acero está constituida por ferrita y martensita para asegurar una alta extensión mientras tiene una alta resistencia. Además, una chapa de acero constituida por una estructura de ferrita, austenita retenida y bainita descrita en la Bibliografía de Patente 2 obtiene una ductilidad aún mayor al usar la transformación inducida por la plasticidad de la austenita retenida. Además, las chapas de acero como las descritas en las Bibliografías de Patente 1, 2 sobresalen en su capacidad de absorción de energía de colisión, y por lo tanto se usan en muchos miembros como miembros estructurales de automóviles.

20 Por otro lado, en una chapa de acero de alta resistencia convencional, además de los problemas descritos anteriormente en el conformado, se ha convertido en un problema el deterioro de un aparato que procesa estas chapas de acero que acompaña al aumento de la resistencia de las chapas de acero. Por ejemplo, en el corte por cizalla o en el punzonado, a medida que se procesan chapas de acero de alta resistencia, surgen problemas tales como la abrasión y el astillado de la cuchilla de las herramientas de punzonado y de las cuchillas de cizalla, y se está convirtiendo en un problema la reducción de la vida útil de la herramienta. Además, cuando se realizan estos trabajos, también son altas las cargas de corte y de punzonado y, por lo tanto, también es inevitable aumentar la capacidad de la maquinaria.

25 Un proceso de corte durante la etapa del punzonado y de corte por máquina se puede dividir en tres procesos: un proceso de deformación plástica de una chapa de acero, un proceso de formación de grietas en una posición de contacto entre una cizalla o punzón y la chapa de acero o en una posición de contacto entre una matriz y la chapa de acero, y además un proceso de propagación y conexión de estas grietas. Los procesos de deformación plástica y los procesos de propagación de grietas descritos anteriormente pertenecen a una fractura dúctil a temperatura ambiente y a una velocidad de procesado (deformación) normal y, por lo tanto, aumenta la energía necesaria para la propagación de las grietas a medida que aumenta la resistencia del acero. Como resultado, es inevitable el aumento en la carga de corte que acompaña a la alta resistencia.

30 Como chapas de acero con propiedad de corte y capacidad de mecanizado mejoradas durante la etapa del mecanizado como las descritas anteriormente, por ejemplo, se conocen las chapas de acero descritas en las Bibliografías de Patente 3, 4. En las chapas de acero descritas en las Bibliografías de Patente 3, 4, se mejora la capacidad de mecanizado durante la etapa del mecanizado añadiendo cantidades predeterminadas de Pb, S, Al y dispersando sulfuro a base de MnS y/o Al₂O₂ en el acero. Según las Bibliografías de Patente 3, 4, se mejora la capacidad de mecanizado dispersando inclusiones con ductilidad reducida tales como MnS y/o Al₂O₃ en el acero, y permitiendo que se rompan estas inclusiones durante un trabajo de corte. Sin embargo, ya que las chapas de acero de las Bibliografías de Patente 3, 4 incluyen una gran cantidad de inclusiones (sulfuros a base de MnS, Al₂O₃) a través de todo el acero, estas son inferiores en conformabilidad lo que es esencial para chapas de acero para automóvil representada por el conformado por prensa y por la expansión del orificio, y existe el problema que son difíciles de aplicar a miembros a conformar por prensa. Además, existe otro problema ya que la adición de Pb tampoco es deseable en vista del problema ambiental.

35 Mientras tanto, la Bibliografía de Patente 5 describe una chapa de acero en la que los óxidos se dispersan sólo en una capa superficial de la chapa de acero. La tecnología descrita en la Bibliografía de Patente 5 es tal que, al añadir Si o Al al acero y realizar un laminado a alta temperatura durante la etapa del laminado en caliente o al realizar un tratamiento adicional en una chapa de acero laminada en caliente, se forman óxidos de Si y/o de Mn en la capa superficial de la chapa de acero, mejorando de ese modo la trabajabilidad para el corte por máquina, el punzonado, y similares.

55 Sin embargo, en la serie de reacciones como la descrita en la Bibliografía de Patente 5, los óxidos que facilitan la formación de las grietas se dispersan al realizar un tratamiento térmico adicional en una etapa de laminado en caliente y, por lo tanto, también se facilita la formación de grietas en el proceso de la realización de una gran deformación

plástica tal como en el laminado en frío, donde existe la posibilidad de inducir una fractura de chapa. Además, cuando se forma la gran cantidad de óxidos que permite mejorar la trabajabilidad en máquina, existe un problema tal que se forma un inicio de grieta en un óxido durante la etapa del laminado en frío que acompaña a un trabajo más duro, o se desprende un óxido y se queda atascado entre la chapa de acero y un rodillo durante la etapa del laminado, provocando de esa manera un defecto en la superficie de la chapa de acero. Además, en la Bibliografía de Patente 5, la estructura no es una estructura pensada para mejorar la propiedad de corte mecánico durante la etapa de corte.

Además, la Bibliografía de Patente 6 propone una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que contiene óxidos que contienen Si en una distribución de 2×10^6 (óxidos/mm²) o más tanto en uno o como en ambos de un límite de grano cristalino de 4 μm o menos de una capa superficial de una chapa de acero o en el interior de los granos cristalinos en una capa superficial de una chapa de acero con los componentes del acero que contienen, en % en masa, C: del 0,07 al 0,25 %, Si: del 0,3 al 2,50 %, Mn: del 1,5 al 3,0 %, Ti: del 0,005 al 0,07 %, B: del 0,0001 al 0,01 %, P: del 0,001 al 0,03 %, S: del 0,0001 al 0,01 %, Al: el 0,60 % o menos, N, del 0,0005 al 0,0100 %, O: del 0,0005 al 0,007 %, y con una estructura de chapa de acero constituida principalmente por ferrita y martensita. En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia descrita en la Bibliografía de Patente 6, se asegura una resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más, y se supone que tiene una excelente propiedad de corte mecánico. Sin embargo, la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia descrita en la Bibliografía de Patente 6 tiene una ductilidad insuficiente, y existe un problema de que es difícil el conformado de un miembro con una forma complicada.

La Bibliografía de Patente 7 describe chapas específicas de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y un método específico de fabricación de las mismas

20 Lista de citas

Bibliografía de Patentes

Bibliografía de Patente 1: Documento de Patente japonesa abierta a consulta por el público de Número de Publicación 57-143435

25 Bibliografía de Patente 2: Documento de Patente japonesa abierta a consulta por el público de Número de Publicación 01-230715

Bibliografía de Patente 3: Documento de Patente japonesa abierta a consulta por el público de Número de Publicación 59-205453

Bibliografía de Patente 4: Documento de Patente japonesa abierta a consulta por el público de Número de Publicación 62-23970

30 Bibliografía de Patente 5: Documento de Patente japonesa de Número 3870891

Bibliografía de Patente 6: Documento de Patente japonesa abierta a consulta por el público de Número de Publicación 2011-111673

Bibliografía de Patente 7: Documento de Patente de los EE.UU. de Número US 2004/202889 A1

Sumario de la invención

35 Problema técnico

La presente invención se hace en vista de los problemas anteriores, y un objeto de la misma es proporcionar una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelentes en la propiedad de corte mecánico, que son capaces para obtener una alta ductilidad mientras se asegura una alta resistencia con una resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más, y un método de fabricación de las mismas.

Solución al problema

Los presentes inventores han llevado a cabo estudios intensivos con el fin de resolver los problemas anteriores. Como resultado, los inventores encontraron que estableciendo adecuadamente los componentes del acero, las condiciones del laminado y las condiciones del recocido después del laminado, y similares, mientras se controla la relación de una fase de austenita retenida en una estructura de chapa de acero a una relación predeterminada o más, se pueden limitar una cantidad del carbono de la solución sólida contenida en la fase de la austenita retenida, un diámetro promedio de grano, y una distancia promedio entre granos a un intervalo predeterminado, y además, se pueden limitar un espesor promedio de la capa descarburada en una parte de la capa superficial de la chapa de acero, un diámetro promedio de grano, y una densidad promedio de los óxidos a un intervalo predeterminado. Así, los inventores encontraron que estableciendo apropiadamente una fase de austenita retenida en la estructura de la chapa de acero en una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia, se pueden obtener excelentes ductilidad y propiedad de corte mecánico mientras se asegura una resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más, y además estableciendo apropiadamente el espesor promedio de la capa descarburada en una parte de la capa

superficial de la chapa de acero, y los tamaños y tipos de los óxidos, se aumenta la adherencia de una capa de recubrimiento, completando de ese modo la presente invención.

Específicamente, la presente invención es como sigue.

- 5 1. Una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico, con un espesor de chapa de 0,6 a 5,0 mm y que comprende una capa de recubrimiento sobre una superficie de una chapa de acero que contiene, en % en masa,
- C: del 0,075 al 0,400 %,
- Si: del 0,01 al 2,00 %,
- Mn: del 0,80 a 3,50 %,
- 10 P: del 0,0001 al 0,100 %,
- S: del 0,0001 al 0,0100 %,
- Al: del 0,001 al 2,00 %,
- N: del 0,0001 al 0,0100 %,
- O: del 0,0001 al 0,0100 %, y
- 15 que contiene además opcionalmente, en % en masa, uno o más de
- Ti: el 0,150 % o menos,
- Nb: el 0,100 % o menos,
- V: el 0,300 % o menos,
- Cr: el 2,00 % o menos,
- 20 Ni: el 2,00 % o menos,
- Cu: el 2,00 % o menos,
- Mo: el 2,00 % o menos,
- B: el 0,0100 % o menos,
- W: el 2,00 % o menos, y
- 25 el 0,0100 % o menos en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM,
- estando constituido el resto por hierro e impurezas inevitables, en donde:
- en un intervalo desde $\frac{1}{8}$ del espesor a $\frac{3}{8}$ del espesor, con un centro que está a $\frac{1}{4}$ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, la estructura de la chapa de acero contiene al menos de un 40 al 90 % de fase de la ferrita y un 3 % o más de fase de austenita retenida en fracción en volumen;
- 30 en la fase de la austenita retenida, la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase es del 0,70 al 1,00 %, un diámetro promedio de grano es 2,0 μm o menos, y una distancia promedio entre granos es de 0,1 a 5,0 μm ;
- un espesor promedio de una capa descarburada en una parte de la capa superficial de la chapa de acero es de 0,01 a 10,0 μm , un diámetro promedio de grano de los óxidos contenidos en la capa descarburada es de 30 a 120 nm y su densidad promedio es $1,0 \times 10^{12}$ óxidos/ m^2 o más; y, además, un coeficiente de endurecimiento por trabajo (valor n)
- 35 durante una deformación plástica del 3 al 7 % es 0,080 en promedio, o más.
2. La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico según el punto 1, que contiene, además, en % en masa, uno o más de
- Ti: del 0,001 al 0,150 %,
- Nb: del 0,001 al 0,100 %, y
- 40 V: del 0,001 al 0,300 %.
3. La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte

mecánico según el punto 1, que contiene, además, en % en masa, uno o más de

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

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

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

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

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

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

10 4. La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico según el punto 1, que contiene, además, en % en masa, del 0,0001 al 0,0100 % en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM.

5. Una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico, obtenible por aleación de la capa de recubrimiento de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia según el punto 1.

15 6. Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico, comprendiendo el método:

una etapa de laminado en caliente de calentamiento a 1.180°C o más de una losa con los componentes químicos que contienen, en % en peso.

C: del 0,075 al 0,400 %,

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

20 Mn: del 0,80 a 3,50 %,

P: del 0,0001 al 0,100 %,

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

Al: del 0,001 al 2,00 %,

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

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

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

Ti: el 0,150 % o menos,

Nb: el 0,100 % o menos,

V: el 0,300 % o menos,

30 Cr: el 2,00 % o menos,

Ni: el 2,00 % o menos,

Cu: el 2,00 % o menos,

Mo: el 2,00 % o menos,

B: el 0,0100 % o menos,

35 W: el 2,00 % o menos, y

el 0,0100 % o menos en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM,

estando constituido el resto por hierro e impurezas inevitables, directamente o después de enfriar una vez y realizar el laminado en caliente en el que la temperatura de finalización del laminado es de 850 a 950°C, después enfriar rápidamente de 500 a 650°C a una velocidad de enfriamiento de 10°C/s o más, y después enrollar en una bobina y enfriar lentamente a 400°C empleando 1,0 hora o más;

40 una etapa de laminado en frío de realizar el laminado en frío de manera que la relación de la reducción total es del 30

al 75 % después del decapado subsiguiente a la etapa de laminado en caliente;

una etapa de recocido de calentar la chapa de acero después de la etapa de laminado en frío a 750°C o más, con una velocidad promedio de calentamiento entre 600 y 750°C de 20°C/s o menos, luego enfriar con una velocidad promedio de enfriamiento entre 750 y 650°C de 1,0 a 15,0°C/s y enfriar con una velocidad promedio de enfriamiento desde 650°C de 3,0°C/s o más, y realizar, mientras se mantiene durante 20 a 1.000 segundos en el intervalo de temperatura de 300 a 470°C y mientras se aplica una tensión de 5 a 100 MPa en este intervalo de temperatura, una o más veces el doblado con un radio de doblado de 800 mm o menos;

una etapa de recubrimiento de realizar un galvanizado por inmersión en caliente sobre las superficies de la chapa de acero para formar una capa de recubrimiento sumergiendo después de la etapa de recocido la chapa de acero en un baño de galvanizado en las condiciones de temperatura del baño de recubrimiento: de 450 a 470°C, temperatura de la chapa de acero en el momento de ingresar al baño de recubrimiento: de 430 a 490°C, y una cantidad efectiva de Al en el baño de recubrimiento: del 0,01 al 0,18 % en masa; y

una etapa de enfriamiento de enfriar a una velocidad promedio de enfriamiento de 0,5°C/s o más a 150°C o menos después de la etapa de recubrimiento,

en donde la etapa de recocido es tal que en una zona de precalentamiento en la condición de una relación de aire: de 0,7 a 1,2 en un gas de mezcla de aire y gas combustible usado en un quemador de precalentamiento, siendo la relación de aire una relación de un volumen de aire contenido en el gas de mezcla en una unidad de volumen y un volumen de aire necesario lógicamente para completar la combustión del gas combustible contenido en el gas de mezcla por unidad de volumen, se generan óxidos en una parte de la capa superficial de la chapa de acero al pasar a su través mientras se calienta a una temperatura de chapa de acero de 400 a 800°C, luego los óxidos generados en la zona de precalentamiento se reducen por calentamiento a 750°C o más en una zona de reducción con una relación de presiones parciales $P(H_2O)/P(H_2)$ entre la del vapor de agua (H_2O) y la del hidrógeno (H_2): de 0,0001 a 2,0, y luego se realiza el enfriamiento.

7. Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico según el punto 6, comprendiendo el método, después la etapa del laminado en caliente, la etapa de laminado en frío, la etapa de recocido, y la etapa de recubrimiento que se realizan por el método según el punto 6, y antes de la etapa de enfriamiento, que realiza un tratamiento de aleación en una capa de recubrimiento formada en la etapa de recubrimiento a temperaturas de 470 a 620°C.

Téngase en cuenta que el coeficiente de endurecimiento por trabajo (valor n) definido en la presente invención es un valor característico que es una referencia de la propiedad del estirado (ductilidad), y se refiere a un índice n cuando se hace una aproximación de la relación entre una tensión σ y una deformación ϵ en una región plástica igual o mayor de un límite elástico. Una expresión aproximada en este momento es, aunque dependiendo del material, por ejemplo, una ley de endurecimiento de potencia enésima simple, $\sigma = C\epsilon^n$, o además de esto, se puede usar una expresión de Swift o similar para el material de hierro. Cuanto mayor es el valor de n, mayor es la extensión hasta que se produce una contracción local, mejorando de ese modo la ductilidad. Por otro lado, existe una característica que cuanto más pequeño es el valor n, más se mejora la propiedad de corte mecánico.

Efectos ventajosos de la invención

La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelentes en la propiedad de corte mecánico de la presente invención emplean una estructura en la que los componentes del acero, la estructura de la chapa de acero, el espesor promedio de la capa descarbonada, y el tamaño de los óxidos en la capa descarbonada, y otros se definen en intervalos apropiados tales como los descritos anteriormente. Es decir, al contener una cantidad predeterminada o más de la fase de la austenita retenida en la estructura de la chapa de acero, se aumenta la capacidad de endurecimiento por trabajo y, por lo tanto, se puede mejorar la resistencia y la ductilidad de la chapa de acero, y mientras tanto al aumentar la densidad limitando la cantidad del carbono de solución sólida en la fase de austenita y suprimiendo el diámetro promedio de grano, se mejora la propiedad de corte mecánico cuando se procesa la chapa de acero (trabajabilidad en el punzonado). Además, al limitar el espesor promedio de la capa descarbonada y el diámetro promedio de grano y la densidad promedio de los óxidos en la capa descarbonada, se mejora la adhesividad de la capa de recubrimiento. Por lo tanto, mientras se asegura la resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más, se pueden fabricar la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia capaces de obtener una excelente ductilidad y propiedad de corte mecánico.

Además, el método de fabricación de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y el de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia de la presente invención emplea un método que establece los componentes del acero en un intervalo apropiado, y limita las condiciones del laminado en caliente y del laminado en frío y del recocido después del laminado a intervalos predeterminados. Por lo tanto, la relación de la fase de la austenita retenida en la estructura de la chapa de acero se puede controlar a una relación predeterminada o más, y se pueden limitar un diámetro promedio de grano y una distancia promedio entre granos a un intervalo predeterminado mientras se limita la cantidad del carbono de la solución sólida contenida en la fase de la

5 austenita retenida y, por lo tanto, es posible mejorar la resistencia y la ductilidad, así como la propiedad de corte mecánico de la chapa de acero. Por otra parte, ya que el espesor promedio de la capa descarburada, y el diámetro promedio de grano y la densidad promedio de los óxidos en la capa descarburada se pueden limitar a un intervalo predeterminado, es posible mejorar la adherencia de la capa de recubrimiento. Por lo tanto, mientras se asegure la resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más como se describe anteriormente, es posible fabricar la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia capaces de obtener una excelente ductilidad y propiedad de corte mecánico.

10 Por lo tanto, aplicando la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelentes en la propiedad de corte mecánico, y el método de fabricación de la presente invención en el campo de la automoción en particular, se pueden disfrutar de manera suficiente beneficios tales como la mejora en la seguridad que acompaña al aumento en la resistencia de una carrocería de vehículo, la mejora en la trabajabilidad para procesar un miembro, y similares, y sus contribuciones sociales son inconmensurables.

Descripción de las realizaciones

15 A continuación, se describirán una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelentes en la propiedad de corte mecánico, y un método de fabricación de las mismas que son una realización de la presente invención. Téngase en cuenta que esta realización es para explicaciones detalladas que permitan una mejor comprensión de los conceptos de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelentes en la propiedad de corte mecánico, y el método de fabricación de las mismas de la presente invención y, por lo tanto, no limitan la invención a menos que se especifique de una manera particular. Téngase en cuenta que, en la siguiente descripción, "%" denota "% en masa" a menos que se especifique de una manera particular.

[Chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia]

25 La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico de esta realización (que en lo sucesivo se puede abreviar simplemente como chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia) se constituye para que tenga una capa de recubrimiento sobre una superficie de una chapa de acero que contiene, en % en masa, C: del 0,075 al 0,400 %, Si: del 0,01 al 2,00 %, Mn: del 0,80 a 3,50 %, P: del 0,0001 al 0,100 %, S: del 0,0001 al 0,0100 %, Al: del 0,001 al 2,00 %, N: del 0,0001 al 0,0100 %, y O: del 0,0001 al 0,0100 %, y que contiene además opcionalmente, en % en masa, uno o más de Ti: el 0,150 % o menos, Nb: el 0,100 % o menos, V: el 0,300 % o menos, Cr: el 2,00 % o menos, Ni: el 2,00 % o menos, Cu: el 2,00 % o menos, Mo: el 2,00 % o menos, B: 0,0100 % o menos, W: el 2,00 % o menos, y el 0,0100 % o menos en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM, estando constituido el resto por hierro e impurezas inevitables. Además, la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de esta realización tiene un espesor de chapa de 0,6 a 5,0 mm. Además, en la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de esta realización, en un intervalo desde $\frac{1}{8}$ del espesor a $\frac{3}{8}$ del espesor, con un centro que está a $\frac{1}{4}$ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, la estructura de la chapa de acero contiene al menos de un 40 al 90 % de fase de la ferrita y un 3 % o más de fase de austenita retenida en fracción en volumen, y en esta fase de austenita retenida, una cantidad del carbono de la solución sólida en la fase es del 0,70 al 1,00 %, un diámetro promedio de grano es 2,0 μm o menos, y una distancia promedio entre granos es de 0,1 a 5,0 μm . Además, en la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de esta realización, un espesor promedio de una capa descarburada en una parte de la capa superficial de la chapa de acero es de 0,01 a 10,0 μm , un diámetro promedio de grano de los óxidos contenidos en la capa descarburada es de 30 a 120 nm, y una densidad promedio de los mismos es $1,0 \times 10^{12}$ óxidos/ m^2 o más. Luego, en la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de esta realización, un coeficiente de endurecimiento por trabajo (valor n) durante una deformación plástica del 3 al 7 % es 0,080 en promedio, o más.

50 En la presente invención, el intervalo desde $\frac{1}{8}$ del espesor a $\frac{3}{8}$ del espesor, con un centro que está a $\frac{1}{4}$ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero significa el intervalo desde $\frac{1}{8}$ del espesor con un centro que está a $\frac{1}{4}$ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero a $\frac{3}{8}$ del espesor con un centro que está a $\frac{1}{4}$ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero. Además, el centrarse en la estructura de este intervalo se debe a que la estructura de este intervalo se puede considerar que representa la estructura de la totalidad de la chapa de acero, excluyendo la capa descarburada de la parte de la capa superficial de la chapa de acero. Es decir, cuando se trata de una estructura de chapa de acero como la descrita anteriormente en el intervalo desde $\frac{1}{8}$ del espesor a $\frac{3}{8}$ del espesor, se puede juzgar que la totalidad de la chapa de acero excluyendo la capa descarburada de la parte de la capa superficial de la chapa de acero es la estructura como la descrita anteriormente.

60 Los presentes inventores y otros han llevado a cabo estudios intensivos con el fin de lograr una alta propiedad de corte mecánico mientras se asegura una excelente ductilidad en una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia con una resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más. Como resultado, los inventores encontraron que, limitando en primer lugar los componentes del acero a un intervalo apropiado y haciendo que las condiciones del laminado y las condiciones del recocido después del laminado estén en los intervalos apropiados que

se describirán más adelante, se puede controlar la relación de una fase de austenita retenida en la estructura de la chapa de acero a una relación predeterminada o más, y se pueden limitar un diámetro promedio de grano y una distancia promedio entre granos a un intervalo predeterminado mientras se limita la cantidad del carbono de la solución sólida contenida en la fase de la austenita retenida. Se encontró que tanto la ductilidad como la propiedad de corte mecánico de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia se pueden mejorar de esta forma.

"Espesor de la chapa de acero"

El espesor de chapa de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención es de 0,6 a 5,0 mm. Cuando el espesor de la chapa es menos de 0,6 mm, es difícil mantener la forma de la chapa de acero plana, lo que no es apropiado. Por lo tanto, el espesor de la chapa es preferiblemente 0,6 mm o más. Además, cuando es más de 5,0 mm, no se genera una deformación que acompaña al doblado y es difícil la dispersión fina de la bainita, lo que dificulta generar una estructura de chapa de acero predeterminada. Por lo tanto, el espesor de la chapa es preferiblemente 5,00 mm o menos.

"Estructura de la chapa de acero"

En la estructura de la chapa de acero de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención, en un intervalo desde $\frac{1}{8}$ del espesor a $\frac{3}{8}$ del espesor, con un centro que está a $\frac{1}{4}$ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, la estructura de la chapa de acero contiene al menos de un 40 al 90 % de fase de la ferrita y un 3 % o más de fase de austenita retenida en fracción en volumen. Además, en la fase de la austenita retenida, una cantidad del carbono de la solución sólida en la fase es del 0,70 al 1,00 %, el diámetro promedio de grano es 2,0 μm o menos, y la distancia promedio entre granos es de 0,1 a 5,0 μm .

"Fase de austenita retenida"

La fase de la austenita retenida es una estructura que aumenta la capacidad de endurecimiento por trabajo y mejora la resistencia y la ductilidad, y en la presente invención, la fracción en volumen de la fase de la austenita retenida es del 3 % o más. Además, con el fin de aumentar aún más la ductilidad, la fracción en volumen de la fase de la austenita retenida es preferiblemente el 5 % o más, más preferiblemente el 7 % o más. Por otro lado, para hacer que la fase de la austenita retenida supere el 30 %, es necesario añadir una gran cantidad de elementos estabilizadores de la austenita tales como el C y el Mn, lo que deteriora considerablemente la soldabilidad. Por lo tanto, en la presente invención, la fracción en volumen de la fase de la austenita retenida es preferiblemente el 30 % o menos. Además, en vista de la soldabilidad, la fracción en volumen de la fase de la austenita retenida es preferiblemente el 25 % o menos, más preferiblemente el 20 % o menos.

Téngase en cuenta que, con respecto a la fracción en volumen de la austenita retenida, se realiza un análisis de rayos X sobre una superficie de observación que es una superficie paralela a la superficie de la chapa de la chapa de acero y a $\frac{1}{4}$ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, y se calcula una fracción de área, que luego se puede asumir como la fracción en volumen de la austenita retenida en el intervalo desde $\frac{1}{8}$ del espesor a $\frac{3}{8}$ del espesor. Téngase en cuenta siempre que sea paralela a la superficie de la chapa de la chapa de acero, la superficie de observación se puede establecer en cualquier posición en el intervalo desde $\frac{1}{8}$ del espesor a $\frac{3}{8}$ del espesor con un centro que está a $\frac{1}{4}$ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero.

Con el fin de evitar el deterioro de la propiedad de corte mecánico por la fase de la austenita retenida, se puede hacer una chapa de acero que se corte fácilmente mediante corte mecánico suprimiendo la resistencia de la martensita después de su transformación por procesado, limitando la cantidad del carbono de solución sólida de la fase de la austenita retenida para que sea fácilmente transformable mediante un procesado suave, y suprimiendo el diámetro promedio de grano de la fase de la austenita retenida para aumentar la densidad.

Además, la cantidad de elementos a ser sólidos disueltos en la fase de la austenita retenida determina la estabilidad de la fase de la austenita retenida, y cambia la cantidad de deformación necesaria para que la fase de la austenita retenida se transforme en martensita dura. Por lo tanto, es posible controlar el comportamiento de endurecimiento por trabajo controlando la cantidad de los elementos de la solución sólida de la fase de la austenita retenida, mejorando en gran medida de ese modo la capacidad de fijación de la forma, la ductilidad, y la resistencia a la tracción.

La cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida es del 1,00 % o menos. Cuando la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida supera el 1,00 %, la fase de la austenita retenida se vuelve excesivamente estable. Cuando se corta una chapa de acero de este tipo, la ductilidad de la estructura de la ferrita que la rodea se deteriora considerablemente y luego se transforma en martensita, y se separa fácilmente la interfaz entre la ferrita y la martensita, lo que, por lo tanto, no es preferible. Además, cuando la fase de la austenita retenida se transforma eficientemente en martensita, la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida es preferiblemente el 0,96 % o menos. Por otro lado, cuando la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida es menos del 0,70 %, comienza la transformación de la martensita en el proceso de enfriamiento a temperatura ambiente después de una etapa de recocido y no se puede asegurar la fracción en volumen de la fase de la austenita retenida y, por lo tanto, la cantidad del carbono de la solución sólida es el 0,70 % o más. Además, con el fin de obtener una cantidad suficiente de la fase de la austenita retenida, la cantidad

del carbono de la solución sólida es preferiblemente el 0,75 % o más, más preferiblemente el 0,80 % o más.

Téngase en cuenta que la cantidad del carbono de la solución sólida (C_y) en la fase de la austenita retenida se puede obtener realizando una prueba de difracción de rayos X en las mismas condiciones que la medición de la fracción de área de la fase de la austenita retenida para así obtener una constante de red a de la fase de la austenita retenida, y usando la siguiente ecuación (1). La ecuación (1) se describe en el documento "Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 24, 1.990, páginas 509-514".

[Ecuación 1]

$$C_y = \frac{(a - 0,3556)}{0,00095} \times \frac{12,01}{55,84} \dots (1)$$

Además, el método para medir la cantidad del carbono de la solución sólida no se limita al método anterior. Por ejemplo, para medir la concentración de los respectivos tipos de elementos se puede realizar una observación directa usando un método EMA (por sus siglas en inglés), una sonda atómica tridimensional (3D-AP, por sus siglas en inglés), o similar.

En la fase de la austenita retenida contenida en la estructura de la chapa de acero de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención, la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase es del 0,70 al 1,00 %, el diámetro promedio de grano es 2,0 μm o menos, y la distancia promedio entre granos es de 0,1 a 5,0 μm .

Cuando el diámetro de grano cristalino de la fase de la austenita retenida es grueso, se genera una grieta que comienza en la austenita. Por lo tanto, en la presente invención, el diámetro promedio de grano de la fase de la austenita retenida se define como 2,0 μm o menos. Además, el diámetro promedio de grano de la fase de la austenita retenida es preferiblemente 1,5 μm o menos, más preferiblemente 1,2 μm o menos. Téngase en cuenta que, aunque no está de una manera particular limitado un límite inferior del diámetro promedio de grano de la fase de la austenita retenida, se hace necesario un equipo especial tal como una máquina de laminado o un aparato de calentamiento rápido para aplicar una gran deformación y los costos aumentan en gran medida y, por lo tanto, es preferible 0,1 μm o más.

Además, cuando la distancia entre los granos cristalinos de la fase de la austenita retenida está excesivamente separada, se genera una grieta gruesa entre los granos de la austenita y se deteriora la propiedad de corte y, por lo tanto, es necesario hacer que la distancia entre los granos de la austenita sea pequeña para inducir numerosas micro grietas con el fin de mejorar la propiedad de corte. Por lo tanto, según la presente invención, la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida se define como 5,0 μm o menos. Además, la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida es más preferiblemente 3,5 μm o menos, y más preferiblemente 2,5 μm o menos. Por otro lado, cuando la distancia entre los granos cristalinos de la fase de la austenita retenida es demasiado estrecha, una grieta producida por un grano de austenita o de martensita generada por la transformación del grano de austenita se propaga fácilmente a un grano de austenita adyacente o de martensita generada por la transformación del grano de la austenita, y así se juntan los granos de austenita y funcionan efectivamente como un grano de austenita. Con el fin de que la austenita separada actúe por separado, es necesario que la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida sea 0,1 μm o más. Además, la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida es más preferiblemente 0,3 μm o más, y más preferiblemente 0,5 μm o más.

Téngase en cuenta que los granos cristalinos de la fase de la austenita retenida se pueden evaluar realizando, en una sección transversal paralela a una dirección del laminado y perpendicular a una superficie de la chapa, en el intervalo desde $\frac{1}{8}$ del espesor a $\frac{3}{8}$ del espesor, con un centro que está a $\frac{1}{4}$ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, un análisis de alta resolución de la orientación cristalina mediante un método de EBSD (por sus siglas en inglés) (difracción de electrones por retrodispersión) usando un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM, por sus siglas en inglés). Por ejemplo, con un paso de medición establecido en 0,1 μm , un área donde diez o más puntos indican un patrón de difracción de FCC de hierro y una desorientación entre los cristales que sea menos de 10° se asume como un grano cristalino de austenita retenida. Luego, la distancia promedio entre granos se puede medir en el intervalo de 10.000 μm^2 o más, estableciendo {distancia promedio L entre granos = ([área de observación]/[número de granos cristalinos])^{1/2}} o la medida en un intervalo que contiene 150 o más granos cristalinos de austenita retenida. Además, el diámetro promedio de grano se puede medir obteniendo un área de cada grano cristalino para 30 a 300 granos cristalinos de austenita retenida elegidos al azar, y obteniendo un diámetro de grano como un diámetro de círculo equivalente.

"Microestructura"

La estructura de la chapa de acero de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención tiene preferiblemente, además de la fase de la austenita retenida descrita anteriormente, en fracción en volumen, fase de la ferrita: del 40 al 90 %, fase de la ferrita bainítica y/o fase de la bainita: 50 % o menos,

fase de la martensita templada: 50 % o menos, fase de la martensita fresca: 15 % o menos. La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención se convierte en una chapa de acero con una más excelente conformabilidad al tener dicha estructura de chapa de acero.

(Fase de la ferrita)

5 La fase de la ferrita es una estructura efectiva para mejorar la ductilidad, y está preferiblemente contenida en una fracción en volumen del 40 al 90 % en la estructura de la chapa de acero. Cuando la fracción en volumen de la fase de la ferrita en la estructura de la chapa de acero es menos del 40 %, es posible que no se obtenga suficiente ductilidad. Además, con respecto a la fracción en volumen de la fase de la ferrita contenida en la estructura de la chapa de acero, la fase de la ferrita está contenida más preferiblemente en un 45 % o más, más preferiblemente en un 50 % o más en vista de la ductilidad. Por otro lado, dado que la fase de la ferrita es una estructura blanda, cuando su fracción en volumen supera el 90 %, es posible que no se pueda obtener una resistencia suficiente. Además, con el fin de aumentar de manera suficiente la resistencia a la tracción de la chapa de acero, la fracción en volumen de la fase de la ferrita contenida en la estructura de la chapa de acero es más preferiblemente el 85 % o menos, más preferiblemente el 75 % o menos.

15 (Fase de la ferrita bainítica y/o fase de la bainita)

La fase de la ferrita bainítica y/o la fase de la bainita son/es una estructura excelente en equilibrio entre la resistencia y la ductilidad, y están preferiblemente contenidas en una fracción en volumen del 10 al 50 % en la estructura de la chapa de acero. Además, la fase de la ferrita bainítica y/o la fase de la bainita tienen/tiene una microestructura con una resistencia que está en el medio entre la fase de la ferrita blanda y la fase de la martensita dura, entre la fase de la martensita templada y la fase de la austenita retenida, y están más preferiblemente contenidas en un 15 % o más, más preferiblemente en un 20 % o más, en vista de la conformabilidad por estiramiento. Por otro lado, cuando la fracción en volumen de la fase de la ferrita bainítica y/o de la fase de la bainita supera el 50 %, aumenta excesivamente el límite de fluencia y se deteriora la capacidad de fijación de la forma, lo que, por lo tanto, no es preferible.

(Fase de la martensita templada)

25 La fase de la martensita templada es una estructura que mejora en gran medida la resistencia a la tracción, y puede estar contenida en la estructura de la chapa de acero en un 50 % o menos en fracción en volumen. En vista de la resistencia a la tracción, la fracción en volumen de la martensita templada es preferiblemente el 10 % o más. Por otro lado, cuando la fracción en volumen de la martensita templada contenida en la estructura de la chapa de acero supera el 50 %, el límite de fluencia aumenta excesivamente y existe la preocupación de que se deteriore la capacidad de fijación de la forma, lo que, por lo tanto, no es preferible.

(Fase de la martensita fresca)

35 La fase de la martensita fresca tiene un efecto de mejorar en gran medida la resistencia a la tracción, pero, por otro lado, se convierte en un punto de partida de la destrucción y deteriora en gran medida la capacidad de estiramiento. Por consiguiente, está preferiblemente limitada al 15 % o menos por fracción en volumen en la estructura de la chapa de acero. Con el fin de aumentar la capacidad de estiramiento, la fracción en volumen de la fase de la martensita fresca en la estructura de la chapa de acero es más preferiblemente el 10 % o menos, más preferiblemente el 5 % o menos.

(Otra microestructura)

40 La estructura de la chapa de acero de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención puede contener además una estructura tal como una fase de perlita y/o una fase de cementita gruesa diferentes de las estructuras descritas anteriormente. Sin embargo, cuando hay una gran cantidad de fase de perlita y/o de fase de cementita gruesa en la estructura de la chapa de acero de la chapa de acero de alta resistencia, surge el problema de que se deteriora la ductilidad. Por lo tanto, la fracción en volumen de la perlita y/o de la fase de la cementita gruesa contenida en la estructura de la chapa de acero es preferiblemente el 10 % o menos, más preferiblemente el 5 % o menos en total.

"Método de medición de la estructura de la chapa de acero"

La fracción en volumen de las respectivas estructuras contenidas en la estructura de la chapa de acero de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención se puede medir mediante, por ejemplo, un método descrito a continuación.

50 Cuando se miden las fracciones en volumen de la fase de la ferrita, de la fase de la ferrita bainítica, de la fase de la bainita, de la fase de la martensita, y de la fase de la martensita fresca contenidas en la estructura de la chapa de acero de la chapa de acero galvanizado en caliente de alta resistencia de la presente invención, primero, se toma una muestra de una superficie de observación que es una sección transversal paralela a la dirección del laminado y perpendicular a la superficie de la chapa de la chapa de acero. Luego, esta superficie de observación de la muestra se pule y se decapa con nital, y se observa el intervalo de un $\frac{1}{8}$ del espesor a $\frac{3}{8}$ del espesor, con un centro que está

a ¼ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero con un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo y se miden las fracciones de área, que se pueden asumir como las fracciones en volumen de las respectivas estructuras.

"Composición de los componentes químicos"

- 5 A continuación, se describirán los componentes químicos (composición) de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención. Téngase en cuenta que [%] en la siguiente descripción representa [% en masa] a menos que se especifique de manera particular.

"C: del 0,075 al 0,400 %"

- 10 El C se contiene para aumentar la resistencia de la chapa de acero de alta resistencia. Sin embargo, cuando el contenido de C supera el 0,400 %, la soldabilidad se vuelve insuficiente y, por lo tanto, es preferiblemente el 0,400 % o menos. Además, en vista de la soldabilidad, el contenido de C es preferiblemente el 0,250 % o menos, más preferiblemente el 0,220 % o menos. Por otro lado, cuando el contenido de C es menos del 0,075 %, disminuye la resistencia y se hace difícil asegurar la resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más. Desde este punto de vista, con el fin de aumentar aún más la resistencia de la chapa de acero, el contenido de C es más preferiblemente el 0,085 % o más, más preferiblemente el 0,100 % o más.

"Si: del 0,01 al 2,00 %"

- 20 El Si es un elemento que suprime la generación de carburo a base de hierro en la chapa de acero, y aumenta la resistencia y la conformabilidad. Sin embargo, cuando el contenido de Si supera el 2,00 %, la chapa de acero se vuelve frágil y se deteriora la ductilidad, lo que dificulta el laminado en frío. En vista de la ductilidad, el contenido de Si es preferiblemente el 1,80 % o menos, más preferiblemente el 1,50 % o menos. Por otro lado, cuando el contenido de Si es menos del 0,01 %, se hace difícil dispersar de manera suficiente los óxidos en la capa descarburada. En vista de esto, el valor límite inferior del Si es más preferiblemente el 0,20 % o más, más preferiblemente el 0,50 % o más.

"Mn: del 0,80 al 3,50 %"

- 25 El Mn se añade para aumentar la resistencia de la chapa de acero. Sin embargo, cuando el contenido de Mn supera el 3,50 %, se produce una parte concentrada de Mn grueso en una parte central del espesor de la chapa de la chapa de acero, se produce fácilmente la fragilidad, y se produce fácilmente un problema tal como la rotura de una losa colada. Además, cuando el contenido de Mn supera el 3,50 %, también se deteriora la soldabilidad. Por lo tanto, el contenido de Mn debe ser del 3,50 % o menos. Además, en vista de la soldabilidad, el contenido de Mn es más preferiblemente el 3,00 % o menos, más preferiblemente el 2,70 % o menos. Por otro lado, cuando el contenido de Mn es menos del 0,80 %, se forma una gran cantidad de estructuras blandas durante el enfriamiento después del recocido y, por lo tanto, resulta difícil asegurar la resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más. Por lo tanto, el contenido de Mn debe ser del 0,80 % o más. También, con el fin de aumentar aún más la resistencia, el contenido de Mn es más preferiblemente el 1,00 % o más, más preferiblemente el 1,30 % o más.

"P: del 0,0001 al 0,100 %"

- 35 El P tiende a segregarse en la parte central del espesor de la chapa de la chapa de acero, y fragiliza una zona de soldadura. Cuando el contenido de P supera el 0,100 %, la zona de soldadura se vuelve bastante frágil y, por lo tanto, el límite superior del contenido de P es el 0,100 %. En vista de evitar la fragilidad de la zona de soldadura, el límite superior del contenido de P es más preferiblemente el 0,030 % o menos. Por otro lado, el establecimiento del contenido de P a menos del 0,0001 % tiene emparejado un gran aumento en los costos de fabricación y, por lo tanto, el 0,0001 % se establece como el valor límite inferior. Además, en vista de reducir aún más los costos de fabricación el contenido de P es preferiblemente el 0,0010 % o más.

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

- 45 El S afecta negativamente a la soldabilidad y a la capacidad de fabricación durante la colada y el laminado en caliente y, por lo tanto, el valor límite superior del contenido del S es el 0,0100 % o menos. Además, el S se acopla con el Mn para formar MnS grueso, y disminuye la ductilidad y la capacidad de deformación por estiramiento y, por lo tanto, es más preferiblemente el 0,0050 % o menos, y más preferiblemente el 0,0030 % o menos. Por otro lado, el establecimiento del contenido del S en menos del 0,0001 % tiene emparejado un gran aumento en los costos de fabricación y, por lo tanto, el valor 0,0001 % se establece como el valor límite inferior. Además, en vista de reducir los costos de fabricación el contenido del S es más preferiblemente el 0,0005 % o más, más preferiblemente el 0,0010 % o más.

"Al: del 0,001 % al 2,00 %"

El Al suprime la generación de carburo a base de hierro para aumentar la resistencia y la conformabilidad de la chapa de acero. Sin embargo, cuando el contenido de Al supera el 2,00 %, empeora la soldabilidad y, por lo tanto, el límite superior del contenido de Al es el 2,00 %. Además, desde este punto de vista, el contenido de Al es más

preferiblemente el 1,50 % o menos, más preferiblemente el 1,20 % o menos. Aunque los efectos de la presente invención se muestran sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de Al, el Al es una impureza inevitable que existe en una cantidad pequeña en una materia prima, y el establecimiento del contenido del mismo a menos del 0,001 % tiene emparejado un gran aumento en los costos de fabricación. De ese modo, el contenido de Al es el 0,001 %. El Al también es un elemento efectivo como un material desoxidante, y el contenido de Al es más preferiblemente el 0,010 % o más con el fin de obtener el efecto de la desoxidación de una forma más suficiente.

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

El N forma un nitruro grueso y deteriora la ductilidad y la capacidad de deformación por estiramiento y, por lo tanto, se debe suprimir su cantidad añadida. Cuando el contenido de N supera el 0,0100 %, esta tendencia se vuelve significativa y, por lo tanto, el límite superior del contenido de N es el 0,0100 %. Además, desde este punto de vista, el contenido de N es más preferiblemente el 0,0070 % o menos, más preferiblemente el 0,0050 % o menos. El N también provoca la generación del orificio de soplado durante la soldadura y, por lo tanto, es mejor cuanto más pequeño sea su contenido. Aunque los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de N, el establecimiento del contenido de N a menos del 0,0001 % tiene emparejado un gran aumento en los costos de fabricación y, por lo tanto, es el 0,0001 % o más. Además, en vista de reducir los costos de fabricación el contenido de N es más preferiblemente el 0,0005 % o más, más preferiblemente el 0,0010 % o más.

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

El O forma un óxido y deteriora la ductilidad y la capacidad de deformación por estiramiento y, por lo tanto, se debe suprimir su contenido. Cuando el contenido de O supera el 0,0100 %, se vuelve significativo el deterioro de la capacidad de deformación por estiramiento y, por lo tanto, el límite superior del contenido de O es el 0,0100 %. Además, el contenido de O es más preferiblemente el 0,0070 % o menos, más preferiblemente el 0,0050 % o menos. Además, aunque los efectos de la presente invención se muestran sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de O, el establecimiento del contenido de O a menos del 0,0001 % tiene emparejado un gran aumento en los costos de fabricación y, por lo tanto, el valor 0,0001 % se establece como el límite inferior. Además, en vista de reducir aún más los costos de fabricación el contenido de O es más preferiblemente el 0,0003 % o más, más preferiblemente el 0,0005 % o más.

La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención puede emplear además una estructura que incluye los siguientes elementos, según sea necesario.

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

El Cr es un elemento que suprime la transformación de las fases a alta temperatura y es eficaz para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte del C y/o del Mn. Cuando el contenido de Cr supera el 2,00 %, se ve afectada la trabajabilidad durante la etapa del trabajo en caliente y disminuye la productividad y, por lo tanto, el contenido de Cr es preferiblemente el 2,00 % o menos. Téngase en cuenta que, aunque los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de Cr, el contenido es preferiblemente el 0,01 % o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto del aumento de la resistencia por el Cr.

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

El Ni es un elemento que suprime la transformación de las fases a alta temperatura y es eficaz para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte del C y/o del Mn. Cuando el contenido de Ni supera el 2,00 %, se ve afectada la soldabilidad y, por lo tanto, el contenido de Ni es preferiblemente el 2,00 % o menos. Téngase en cuenta que, aunque los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de Ni, el contenido es preferiblemente el 0,01 % o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto del aumento de la resistencia por el Ni.

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

El Cu es un elemento que aumenta la resistencia al existir como granos finos en el acero, y se puede añadir en lugar de una parte del C y/o del Mn. Cuando el contenido de Cu supera el 2,00 %, se ve afectada la soldabilidad y, por lo tanto, el contenido es preferiblemente el 2,00 % o menos. Téngase en cuenta que, aunque los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de Cu, el contenido es preferiblemente el 0,01 % o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto del aumento de la resistencia por el Cu.

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

El Ti es un elemento que contribuye al aumento de la resistencia de la chapa de acero mediante el fortalecimiento del precipitado, mediante el fortalecimiento del grano fino por la supresión del crecimiento de los granos cristalinos de

la ferrita, y mediante el fortalecimiento de la dislocación a través la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando el contenido de Ti supera el 0,150 %, aumenta la precipitación del carbonitruro y se deteriora la conformabilidad y, por lo tanto, el contenido de Ti es preferiblemente el 0,150 % o menos. Además, en vista de la conformabilidad, el contenido de Ti es más preferiblemente el 0,100 % o menos, más preferiblemente el 0,070 % o menos. Téngase en cuenta que, aunque los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de Ti, el contenido de Ti es preferiblemente el 0,001 % o más, más preferiblemente el 0,005 % o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto del aumento de la resistencia por el Ti. Además, con el fin de aumentar la resistencia de la chapa de acero, el contenido de Ti es más preferiblemente el 0,010 % o más, más preferiblemente el 0,015 % o más.

5

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

El Nb es un elemento que contribuye al aumento de la resistencia de la chapa de acero mediante el fortalecimiento del precipitado, mediante el fortalecimiento del grano fino por la supresión del crecimiento de los granos cristalinos de la ferrita, y mediante el fortalecimiento de la dislocación por la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando el contenido de Nb supera el 0,150 %, aumenta la precipitación del carbonitruro y se deteriora la conformabilidad y, por lo tanto, el contenido de Nb es preferiblemente el 0,150 % o menos. Además, en vista de la conformabilidad, el contenido de Nb es más preferiblemente el 0,100 % o menos, más preferiblemente el 0,060 % o menos. Téngase en cuenta que, aunque los efectos de la presente invención se muestran sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de Nb, el contenido de Nb es preferiblemente el 0,001 % o más, más preferiblemente el 0,005 % o más con el fin con el fin de obtener de manera suficiente el efecto del aumento de la resistencia por el Nb. Además, con el fin de aumentar la resistencia de la chapa de acero, el contenido de Nb es más preferiblemente el 0,010 % o más, más preferiblemente el 0,015 % o más.

15

20

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

El V es un elemento que contribuye al aumento de la resistencia de la chapa de acero mediante el fortalecimiento del precipitado, mediante el fortalecimiento del grano fino por la supresión del crecimiento de los granos cristalinos de la ferrita, y mediante el fortalecimiento de la dislocación por la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando el contenido de V supera el 0,300 %, aumenta la precipitación del carbonitruro y se deteriora la conformabilidad y, por lo tanto, el contenido es preferiblemente el 0,300 % o menos. Téngase en cuenta que, aunque los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de V, el contenido es preferiblemente el 0,001 % o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto del aumento de la resistencia por el V.

25

30

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

El Mo es un elemento que suprime la transformación de las fases a alta temperatura y es eficaz para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte del C y/o del Mn. Cuando el contenido de Mo supera el 2,00 %, se ve afectada la trabajabilidad durante la etapa del trabajo en caliente y disminuye la productividad y, por lo tanto, el contenido de Mo es preferiblemente el 2,00 % o menos, más preferiblemente el 1,00 % o menos. Téngase en cuenta que, aunque los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de Mo, el contenido es preferiblemente el 0,01 % o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto del aumento de la resistencia por el Mo.

35

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

El W es un elemento que suprime la transformación de las fases a alta temperatura y es eficaz para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte del C y/o del Mn. Cuando el contenido de W supera el 2,00 %, se ve afectada la trabajabilidad durante la etapa del trabajo en caliente y disminuye la productividad y, por lo tanto, el contenido de W es preferiblemente el 2,00 % o menos, más preferiblemente el 1,00 % o menos. Téngase en cuenta que, aunque los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de W, el contenido es preferiblemente el 0,01 % o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto del aumento de la resistencia por el W.

40

45

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

El B es un elemento que suprime la transformación de las fases a alta temperatura y es eficaz para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte del C y/o del Mn. Cuando el contenido de B supera el 0,0100 %, se ve afectada la trabajabilidad durante la etapa del trabajo en caliente y disminuye la productividad y, por lo tanto, el contenido de B es preferiblemente el 0,0100 % o menos. Además, en vista de la productividad, el contenido de B es más preferiblemente el 0,0050 % o menos, más preferiblemente el 0,0030 % o menos. Téngase en cuenta que, aunque los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de B, el contenido de B es preferiblemente el 0,0001 % o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto del aumento de la resistencia por el B. También, con el fin de aumentar aún más la resistencia de la chapa de acero, el contenido de B es más preferiblemente el 0,0003 % o más, más preferiblemente el 0,0005 % o más.

50

55

"Del 0,0001 al 0,0100 % en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM"

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención, como otros elementos, se pueden añadir del 0,001 al 0,5000 %, más preferiblemente del 0,0001 al 0,0100 % en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM (por sus siglas en inglés). Las razones para añadir estos elementos son las siguientes.

Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM (por sus siglas en inglés) son elementos efectivos para mejorar la conformabilidad, y se pueden añadir uno o más de ellos. Sin embargo, cuando un contenido total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM (por sus siglas en inglés) supera el 0,5000 %, es posible que por el contrario se vea afectada la ductilidad y, por lo tanto, el contenido total de los elementos es preferiblemente el 0,5000 % o menos, más preferiblemente el 0,0100 % o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer de una manera particular el límite inferior del contenido de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM (por sus siglas en inglés), el contenido total de estos elementos es preferiblemente el 0,0001 % o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de mejorar la conformabilidad de la chapa de acero. En vista de la conformabilidad, el contenido total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM (por sus siglas en inglés) es más preferiblemente el 0,0005 % o más, más preferiblemente el 0,0010 % o más. Téngase en cuenta que REM (por sus siglas en inglés) significa metal de tierras raras, y se refiere a un elemento que pertenece a la serie de los lantánidos. En la presente invención, a menudo se añade REM (por sus siglas en inglés) o Ce como metal de Misch, y puede contener elementos de la serie de los lantánidos distintos de La y Ce en una forma compleja. Los efectos de la presente invención se exhiben incluso cuando están contenidos como impurezas inevitables elementos de la serie de los lantánidos distintos de La y Ce. Además, los efectos de la presente invención se exhiben incluso cuando se añaden La y Ce metales.

Un resto de los elementos anteriores puede estar constituido por Fe e impurezas inevitables. Téngase en cuenta que, con respecto a uno cualquiera de Cr, Ni, Cu, Ti, Nb, V, Mo, W, B descrito anteriormente, que está contenido en una cantidad muy pequeña y menor que los valores límite inferiores anteriores, se tolera como impureza. Además, con respecto al Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM (por sus siglas en inglés), que está contenido en una ultramicro cantidad menor que los valores límite inferiores de las cantidades totales de los mismos, se tolera como impurezas.

"Parte de la capa superficial de la chapa de acero"

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención, el espesor promedio de la capa descarburada en la parte de la capa superficial de la chapa de acero es de 0,01 a 10,0 μm , y el diámetro promedio de grano de los óxidos contenidos en la parte de la capa superficial de la chapa de acero es de 30 a 120 nm y su densidad promedio es de $1,0 \times 10^{12}$ óxidos/ m^2 o más.

"Capa descarburada"

En la presente invención, con el fin de aumentar la adhesividad de una capa de recubrimiento a proporcionar sobre la superficie de la chapa de acero, la parte de la capa superficial de la chapa de acero es una capa descarburada en la que una estructura dura es pequeña. Cuando el espesor promedio de esta capa descarburada es menos de 0,01 μm , no se puede obtener de manera suficiente la adhesividad de la capa de recubrimiento y, por lo tanto, el espesor promedio de la capa descarburada es 0,01 μm o más. Con el fin de mejorar aún más la adhesividad de la capa de recubrimiento, el espesor promedio de la capa descarburada es más preferiblemente 0,08 μm o más, más preferiblemente 0,15 μm o más. Por otro lado, la capa descarburada que es excesivamente gruesa disminuye la resistencia a la tracción y la resistencia a la fatiga de la chapa de acero. Desde este punto de vista, el espesor promedio de la capa descarburada en la parte de la capa superficial de la chapa de acero es 10,0 μm o menos. Además, en vista de la resistencia a la fatiga, el espesor promedio de la capa descarburada es más preferiblemente 9,0 μm o menos, más preferiblemente 8,0 μm o menos.

Téngase en cuenta que la capa descarburada descrita en la presente invención se refiere a un área que es continua desde una superficie más superior de hierro base, y en esta área la fracción de una estructura dura es la mitad o menos que la fracción de una estructura dura a un espesor de un $\frac{1}{4}$. Además, con respecto al espesor promedio de la capa descarburada, una sección transversal paralela a la dirección del laminado de la chapa de acero y perpendicular a la superficie de la chapa se pula a un acabado tipo espejo y se observa usando un FE-SEM (por sus siglas en inglés), se miden los espesores de la capa descarburada en tres o más posiciones en una chapa de acero, y su valor promedio se toma como el espesor promedio de la capa descarburada. Téngase en cuenta que la estructura dura descrita en la presente invención se refiere a una estructura constituida por una fase más dura que la ferrita, es decir, una estructura constituida principalmente por una fase de bainita, de ferrita bainítica, de martensita y martensita templada, de austenita retenida, y/o similar. Además, la fracción de la misma se expresa mediante el uso de una fracción en volumen.

"Óxidos"

En la capa descarburada, los óxidos que contienen Si y/o Mn se dispersan en los granos cristalinos y/o en el límite del grano cristalino para aumentar la propiedad de corte de modo que se pueda realizar fácilmente el corte mecánico. Cuanto mayor sea la densidad de los óxidos, más se mejora la propiedad de corte y, por lo tanto, en la presente invención, la densidad de los óxidos es $1,0 \times 10^{12}$ óxidos/ m^2 o más. Además, desde el punto de vista anterior, la

densidad de los óxidos es más preferiblemente $3,0 \times 10^{12}$ óxidos/m² o más, más preferiblemente $5,0 \times 10^{12}$ óxidos/m² o más. Por otro lado, cuando la densidad de los óxidos supera $1,0 \times 10^{16}$ óxidos/m², la distancia entre los óxidos se hace excesivamente cercana, la parte de la capa superficial de la chapa de acero se rompe por procesado ligero y, además, se ve afectada la capa de recubrimiento. Por lo tanto, la densidad de los óxidos se limita preferiblemente a $1,0 \times 10^{16}$ óxidos/m² o menos. Además, con el fin de asegurar una conformabilidad suficiente en la capa descarburada, la densidad de los óxidos es más preferiblemente $5,0 \times 10^{15}$ óxidos/m² o menos, y más preferiblemente 1×10^{15} óxidos/m² o menos.

Además, los óxidos dispersos en la capa descarburada no contribuyen a mejorar la propiedad de corte cuando son excesivamente pequeños y, por lo tanto, el diámetro promedio de grano de los óxidos se define como 30 nm o más en la presente invención. Por otro lado, cuando los óxidos son excesivamente gruesos, se ven afectadas las características de fractura, tales como la ductilidad, y, por lo tanto, el diámetro promedio de grano de los óxidos es 500 nm o menos. Además, el diámetro promedio de grano de los óxidos es más preferiblemente 300 nm o menos, más preferiblemente 120 nm o menos, más preferiblemente 100 nm o menos desde el punto de vista anterior. Además, con el fin de hacer que el diámetro promedio de grano de los óxidos sea menos de 30 nm, se deben controlar estrictamente la atmósfera y la temperatura del tratamiento, lo que hace que prácticamente sea difícil y, por lo tanto, es preferible 30 nm o más.

Con respecto a los óxidos en la capa descarburada como la descrita anteriormente, una sección transversal paralela a la dirección del laminado de la chapa de acero y perpendicular a la superficie de la chapa se pule a un acabado tipo espejo y se observa usando el FE-SEM (por sus siglas en inglés). La densidad de los óxidos se obtiene observando la capa descarburada en una cantidad de 7 μm² y contando el número de óxidos, o se obtiene usando un área de observación en la que se requiere que se cuenten hasta 1.000 óxidos. Además, con respecto al tamaño de los óxidos, se promedian los diámetros de círculo equivalente de 100 a 1.000 óxidos elegidos al azar, y se toma como el diámetro promedio de grano.

"Capa de recubrimiento"

En la presente invención, sobre la superficie de la chapa de acero con la estructura anterior, se forma una capa de galvanizado por inmersión en caliente o una capa de galvanizado por inmersión en caliente aleado, para formar así una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia o una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia. Al formar así la capa galvanizada por inmersión en caliente sobre la superficie de la chapa de acero, se puede obtener una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia con excelente resistencia a la corrosión. Además, al formar la capa galvanizada por inmersión en caliente aleada sobre la superficie de la chapa de acero, se puede obtener una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia la cual tiene una excelente resistencia a la corrosión, y es excelente en adhesividad de la pintura.

"Propiedad de corte mecánico"

La propiedad de corte mecánico descrita en la presente invención se puede medir y evaluar, por ejemplo, mediante un método que se describe a continuación.

Generalmente, cuando se realiza numerosas veces el corte por cizalla o el punzonado con un punzón en la chapa de acero de alta resistencia se desgasta la cuchilla de cizalla o la punta del punzón, y aumenta la separación. Por lo tanto, cuando aumenta el número de veces de punzonado en una chapa de acero, se vuelven más grandes las rebabas sobre la superficie opuesta cizallada y sobre la superficie opuesta punzonada. En consecuencia, como método para evaluar la propiedad de corte mecánico de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia según la presente invención, se puede emplear un método que punzone continuamente y mida una altura de rebaba cada 50 veces en las condiciones de una chapa de acero con un espesor de 1,2 mm, una matriz con un diámetro de orificio de 10,3 mmφ, un material de punzón SKD11, un diámetro de punzón de 10 mmφ (separación de 12,5 %).

En la evaluación por el método anterior, se ha encontrado que cuando se aumenta el número de veces que se punzona la chapa de acero, se desgasta la punta del punzón y aumenta la separación y, por lo tanto, aumenta la altura de la rebaba. Sin embargo, como resultado de repetir la medición, dependiendo del caso, se observaron casos en los que la altura de la rebaba variaba de manera significativa en una cara opuesta específica de una chapa de acero. En consecuencia, los orificios de punzonado se dividen en cuatro en las posiciones de 0°, 90°, 180°, 270°, y en un punto cuando la altura de la rebaba en la dirección de uno de ellos supera 3,0 veces el valor inicial, se detiene la prueba y el número de veces de punzonado en este punto se define como un número límite de veces de punzonado. Descrito de una forma más específica, en la medición de la altura de la rebaba de un orificio punzonado, una altura máxima de rebaba en el intervalo de 0° a 90° es h1, una altura máxima de rebaba en el intervalo de 90° a 180° es h2, una altura máxima de rebaba en el intervalo de 180° a 270° es h3, una altura máxima de rebaba en el intervalo de 270° a 360° es h4. Suponiendo que la altura de la rebaba cuando se punzona por primera vez es h1*, h2*, h3*, h4*, el número de veces de punzonado en un punto cuando uno o más de h1/h1*, h2/h2*, h3/h3*, h4/h4* supera 3,0 es el número límite de veces de punzonado. Téngase en cuenta que, en la prueba de punzonado, la prueba se realiza de modo que no cambian las direcciones relativas en una dirección del laminado en frío de un punzón de punzonado, una matriz, y una chapa de acero, y una dirección de desplazamiento del laminado en frío entre las direcciones del laminado de la chapa

de acero es 0°. En la presente invención, una chapa en la que el número de veces de punzonado supera las 600 veces se puede definir como una chapa de acero galvanizado en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico. Más preferiblemente, el número límite de veces de punzonado es 800 veces, más preferiblemente de 1.000 veces.

5 “Coeficiente de endurecimiento por trabajo (valor n)”

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia definida en esta realización, un coeficiente de endurecimiento por trabajo (valor n) en un momento de deformación plástica del 3 al 7 % es un 0,080 promedio, o más.

10 Como se describió anteriormente, el coeficiente de endurecimiento por trabajo (valor n) definido en la presente invención es un valor característico como referencia de la propiedad de estirado (ductilidad), y cuanto mayor sea el valor n, mayor será la extensión hasta que se produzca una contracción local, mejorando de ese modo la ductilidad. Sin embargo, por otro lado, existe una característica contradictoria que cuanto más pequeño sea el valor n, más se mejora la propiedad de corte mecánico. En la presente invención, el valor n con el que se mejora la ductilidad se define como 0,080 o más. Por otro lado, aunque no está de una manera particular definido un límite superior del valor n, con el fin de hacer que el valor n en un momento de deformación plástica del 3 al 7 % sea superior al 0,250 promedio, es necesario hacer que la resistencia a la tracción máxima sea menos de 900 MPa o añadir una cantidad de C del 0,40 % 15 %, lo que, por lo tanto, no es preferible. En este punto de vista, el valor n es preferiblemente 0,200 o menos, más preferiblemente 0,18 o menos en vista de la resistencia a la tracción en particular. Téngase en cuenta que, la deformación plástica del 3 al 7 % se encuentra en el intervalo del trabajo plástico de una chapa de acero que normalmente se usa con frecuencia. 20

En la presente invención, como se describió anteriormente, la capacidad de endurecimiento por trabajo se aumenta al contener la fase de la austenita retenida en la estructura de la chapa de acero en un 3 % o más, y tiene una alta ductilidad con un valor n que es 0,080 promedio o más. Por otro lado, en la presente invención, la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida se limita del 0,70 al 1,00 %, y el diámetro promedio de grano se suprime a 2,0 µm o menos, y la distancia promedio entre granos se suprime a 5,0 µm, a fin de aumentar la densidad y mejorar así la propiedad de corte mecánico. Por consiguiente, se hace posible obtener tanto una excelente ductilidad como propiedad de corte mecánico mientras se asegura una alta resistencia a la tracción. 25

“Resistencia a la tracción máxima”

En la presente invención, se prefiere que la resistencia a la tracción máxima sea de 900 MPa o más como resistencia de la chapa de acero. Esto se debe a que es la resistencia lo que hace que el deterioro de la herramienta sea significativo cuando se realiza un corte por cizalla o punzonado en una chapa de acero de alta resistencia de 900 MPa o más. Además, incluso en una chapa de acero de menos de 900 MPa, se puede disfrutar del efecto de la mejora de la propiedad de corte mecánico que es un efecto de la presente invención, pero el efecto es pequeño en una chapa de acero con baja resistencia a la tracción. Por consiguiente, en la presente invención, junto con el efecto anterior, también en vista de asegurar la resistencia del material base, se prefiere la aplicación a una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de 900 MPa o más. 30 35

[Método de fabricación de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia]

A continuación, se describirá un método de fabricación de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en conformabilidad de la presente invención.

40 El método de fabricación de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de esta realización primero incluye una etapa de laminado en caliente de calentamiento a 1.180°C o más de una losa con los componentes químicos descritos anteriormente directamente o después de enfriarse de una vez y realizar el laminado en caliente en el que la temperatura de finalización del laminado es de 850 a 950°C, luego enfriar rápidamente de a 500 a 650°C a una velocidad promedio de enfriamiento de 10°C/s o más, y luego enrollar en una bobina y enfriar lentamente a 400°C empleando 1,0 hora o más, y una etapa de laminado en frío para realizar el laminado en frío, de modo que la relación de la reducción total es del 30 al 75 % después del decapado posterior a la etapa de laminado en caliente. Además, en esta realización, también se incluye una etapa de recocido de calentamiento de la chapa de acero después de la etapa de laminado en frío a 750°C o más con una velocidad promedio de calentamiento entre 600 y 750°C de 20°C/s o menos, luego enfriar a una velocidad promedio de enfriamiento entre 750 y 650°C de 1,0 a 15,0°C/s y enfriar a una velocidad promedio de enfriamiento desde 650°C a 3,0°C/s o más, y realizar, mientras se mantiene durante 20 a 1.000 segundos en el intervalo de temperatura de 300 a 470°C y mientras se aplica una tensión de 5 a 100 MPa en este intervalo de temperatura, una o más veces el doblado con un radio de doblado de 800 mm o menos. Además, en esta realización, también se incluye una etapa de recubrimiento de realizar un galvanizado por inmersión en caliente sobre las superficies de la chapa de acero para formar una capa de recubrimiento mediante inmersión después de la etapa de recocido de la chapa de acero en un baño de galvanizado en las condiciones de temperatura de baño de recubrimiento: de 450 a 470°C, temperatura de la chapa de acero en el momento de ingresar al baño de recubrimiento: de 430 a 490°C, y cantidad efectiva de Al en el baño de recubrimiento: del 0,01 al 0,18 % en masa. Además, en esta realización, también se incluye una etapa de enfriamiento de enfriar a una velocidad 55

promedio de enfriamiento de $0,5^{\circ}\text{C/s}$ o más a 150°C o menos después de la etapa de recubrimiento. Luego, en esta realización, como etapa de recocido, se emplea un método tal que, en una zona de precalentamiento en la condición de una relación de aire: de 0,7 a 1,2 en un gas de mezcla de aire y gas combustible usado en un quemador de precalentamiento, siendo la relación de aire una relación de un volumen de aire contenido en el gas de mezcla en una unidad de volumen y un volumen de aire lógicamente necesario para la combustión completa del gas combustible contenido en el gas de mezcla por unidad de volumen, se generan óxidos en una capa descarburada al pasar mientras se calienta a una temperatura de la chapa de acero de 400 a 800°C , luego los óxidos generados en la zona de precalentamiento se reducen por calentamiento a 750°C o más en una zona de reducción con una relación de presiones parciales de $P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2)$ entre la del vapor de agua (H_2O) y la del hidrógeno (H_2): del 0,0001 al 2,0, y luego se realiza el enfriamiento.

Con el fin de fabricar la chapa de acero de alta resistencia descrita anteriormente de la presente invención, primero, se obtiene por colada una losa con los componentes químicos (composición) descritos anteriormente.

Como losa a someter a laminado en caliente, se puede usar una losa de colada continua o una losa producida por una máquina de colada continua de losas delgadas o similar. El método de fabricación de la chapa de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención es compatible con un proceso como el de colada continua y laminado directo (CC-DR, por sus siglas en inglés) en el que el laminado en caliente se realiza inmediatamente después de la colada.

En la etapa del laminado en caliente de esta realización, para aliviar la anisotropía de una orientación cristalina debida a la colada, la temperatura de calentamiento de la losa es de 1.180°C o más. Además, la temperatura de calentamiento de la losa es más preferiblemente 1.200°C o más. No se establece de una manera particular un límite superior de esta temperatura de calentamiento de la losa, pero la temperatura de calentamiento es preferiblemente 1.300°C o menos porque se necesita una gran cantidad de energía para el calentamiento a más de 1.300°C .

Una vez que la losa se calienta a la temperatura anterior, se realiza el laminado en caliente. En la presente invención, la temperatura de finalización del laminado del laminado en caliente es de 850 a 950°C . Cuando esta temperatura de finalización del laminado es menos de 850°C , se aumenta demasiado la reacción de laminado para aumentar una carga escalonada y, por lo tanto, en la presente invención esta temperatura es 850°C o más, más preferiblemente 870°C o más. Por otro lado, cuando la temperatura de finalización del laminado supera los 950°C , una microestructura en el acero laminado en caliente se vuelve gruesa, y a partir de esto una microestructura en las etapas del laminado en frío y del recocido también se vuelve gruesa. Por lo tanto, en la presente invención, la temperatura de finalización del laminado es 950°C o menos, más preferiblemente 930°C o menos.

Después del laminado en caliente, se enfría rápidamente (enfriamiento rápido). En la presente invención, una velocidad promedio de enfriamiento cuando el enfriamiento rápido es de 500 a 600°C es preferiblemente 10°C/s o más. Esto es para avanzar en la transformación a temperaturas más bajas para de ese modo minimizar un diámetro de grano de la chapa de acero laminado en caliente, y minimizar un diámetro efectivo de grano cristalino después del laminado en frío y del recocido. Por otro lado, no se establece de una manera particular un límite superior de la velocidad promedio de enfriamiento, pero cuando supera los 200°C/s , se necesita un medio especial de enfriamiento que no es preferible en términos de costos. Por lo tanto, es preferiblemente 200°C/s o menos.

Una vez que la chapa de acero se enfría rápidamente, se enrolla como una bobina laminada en caliente. En esta etapa, se genera/n "perlita" y/o "cementita gruesa cuyo eje mayor supera $1\ \mu\text{m}$ " en la chapa de acero después del laminado en caliente, para así aleatorizar texturas y modos de varios tipos de estructura transformada en la etapa del recocido después del laminado en frío, que se describirá más adelante. Para generar la perlita y/o la cementita gruesa de esta manera, la temperatura de parada del enfriamiento del enfriamiento rápido después del laminado en caliente en la presente invención es 500°C o más. Además, con el fin de disminuir la anisotropía, la temperatura de parada del enfriamiento es más preferiblemente 530°C o más, y más preferiblemente 550°C o más. Por otro lado, cuando la temperatura de parada del enfriamiento es demasiado alta, una capa de cascarilla de la parte de la capa superficial de la chapa de acero se vuelve excesivamente gruesa, y se ve afectada la calidad de la superficie y, por lo tanto, en la presente invención la temperatura de parada del enfriamiento debe ser 650°C o menos. Además, desde el punto de vista anterior, la temperatura de parada del enfriamiento es preferiblemente 630°C o menos. Luego, en la presente invención, la chapa de acero para la que la temperatura de parada del enfriamiento anterior es de 500 a 650°C se enrolla como una bobina laminada en caliente.

Además, con el fin de generar de manera suficiente la perlita y/o la cementita gruesa y disminuir la anisotropía de la resistencia a la fractura retardada, se necesita retención durante un tiempo suficiente en el intervalo de temperatura en el que se genera la cementita una vez que se para el enfriamiento rápido. Por consiguiente, en la presente invención, un tiempo transcurrido del enfriamiento lento desde la parada del enfriamiento hasta 400°C es 1,0 hora o más. Además, este tiempo transcurrido es más preferiblemente 2,0 horas o más, más preferiblemente 3,0 horas o más. Además, no se establece de forma particular un límite superior del tiempo transcurrido, pero una retención durante 24 horas requiere un equipo especial que no es preferible en términos de costos. Por lo tanto, es preferiblemente 24,0 horas o menos.

A continuación, en esta realización, la chapa de acero laminada en caliente producida en las condiciones anteriores

se somete a un tratamiento de decapado. El decapado es capaz de eliminar los óxidos sobre las superficies de la chapa de acero y, de ese modo es importante desde el punto de mejorar las propiedades de galvanización de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia o de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia como producto final. Además, el decapado puede ser de un único tratamiento o se puede realizar a través de varios tratamientos separados.

A continuación, la chapa de acero después del decapado se lamina, de modo que la relación de la reducción total se hace el 30 % o más, y el 75 % o menos mediante laminado en frío. En este momento, el laminado se realiza preferiblemente a través de varias pasadas, y el número de pasadas de laminado y una distribución de la relación de la reducción a las pasadas no están en cuestión. Cuando la relación de la reducción en el laminado en frío se hace menos del 30 %, no se acumula una deformación suficiente en la chapa de acero y, por lo tanto, la recrystalización no procede de una manera suficiente a través de una etapa de recocido posterior y se deja una estructura procesada tal como está, lo que hace que la estructura sea gruesa. Por lo tanto, la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida se hace grande y se deteriora la propiedad de corte. Además, con el fin de acumular deformación de una manera suficiente, la relación de la reducción total es más preferiblemente el 33 % o más, más preferiblemente el 36 % o más. Por otro lado, cuando la relación de la reducción total supera el 75 %, hay casos en los que se fractura la chapa de acero durante la etapa del laminado y, por lo tanto, en la presente invención la relación de la reducción total en el laminado en frío es del 75 % o menos. Además, desde el punto de vista anterior, la relación de la reducción total es más preferiblemente el 70 % o menos, más preferiblemente el 65 % o menos.

A continuación, en la presente invención, a la chapa de acero laminada en las condiciones anteriores, se realiza un tratamiento de recocido en una etapa de recocido en las siguientes condiciones, y posteriormente se realiza un tratamiento de galvanizado por inmersión en caliente en una etapa de recubrimiento. En la presente invención, para la etapa de recocido y para la etapa de recubrimiento se usa referiblemente una línea continua de recocido y de recubrimiento con una zona de precalentamiento, una zona de reducción, y una zona de recubrimiento. Además, una atmósfera de la zona de precalentamiento puede ser una cualquiera de una atmósfera de oxidación, una atmósfera de no oxidación, y una atmósfera de reducción directa.

Como se describió anteriormente, cuando se usa la línea de recocido y de recubrimiento continua para la etapa de recocido y para la etapa de recubrimiento, como la etapa de recocido en las condiciones anteriores, se puede emplear un método tal que, en una zona de precalentamiento en la condición de una relación de aire: del 0,7 al 1,2 en un gas de mezcla de aire y gas combustible usado en un quemador de precalentamiento, siendo la relación de aire una relación de un volumen de aire contenido en el gas de mezcla en una unidad de volumen y un volumen de aire lógicamente necesario para la combustión completa del gas combustible contenido en el gas de mezcla por unidad de volumen, se generan óxidos en una capa descarburada al pasar a su través mientras se calienta a una temperatura de la chapa de acero de 400 a 800°C, luego los óxidos generados en la zona de precalentamiento se reducen por calentamiento a 750°C o más en una zona de reducción con una relación de presiones parciales $P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2)$ entre la del H_2O y la del H_2 : del 0,0001 al 2,0, y luego se realiza el enfriamiento. Luego, la etapa de recubrimiento después de la etapa de recocido puede ser un método que realiza el galvanizado por inmersión en caliente en las condiciones en que la chapa de acero se sumerge en un baño de galvanizado en las condiciones de temperatura del baño de recubrimiento: de 450 a 470°C, temperatura de la chapa de acero en el momento de ingresar al baño de recubrimiento: de 430 a 490°C, y cantidad efectiva de Al en el baño de recubrimiento: del 0,01 al 0,18 % en masa.

La velocidad de calentamiento en la etapa de recocido afecta al comportamiento de la recrystalización en la chapa de acero. En particular, la velocidad de calentamiento de 600 a 750°C es importante, y al establecer la velocidad promedio de calentamiento en la presente invención en 20°C/s o menos, la recrystalización procede lo suficiente como para hacer una microestructura isotrópica y fina, lo que produce granos cristalinos de austenita generada por transformación inversa que pueden ser isotrópicos y finos. Además, con el fin de que la recrystalización proceda de manera adicional, la velocidad promedio de calentamiento es más preferiblemente 15°C/s o menos, más preferiblemente 12°C/s o menos. Téngase en cuenta que no se establece de una manera particular un límite inferior de la velocidad promedio de calentamiento, pero la productividad disminuye de manera significativa cuando la velocidad promedio de calentamiento es menos de 0,5°C/s y, por lo tanto, es preferiblemente 0,5°C/s o más.

En la zona de precalentamiento, se realiza un tratamiento oxidante para formar una película de revestimiento de óxido de Fe con un espesor apropiado en la capa descarburada. En este momento, la temperatura de la chapa de acero cuando pasa a través de la zona de precalentamiento se establece de 400 a 800°C, y al precalentar en la condición de una relación de aire {[relación, en un gas de mezcla de aire y gas combustible usado en un quemador de precalentamiento, de un volumen de aire contenido en el gas de mezcla en una unidad de volumen y un volumen de aire lógicamente necesario para la combustión completa del gas combustible contenido en el gas de mezcla por unidad de volumen] = [volumen de aire contenido en el gas de mezcla por unidad de volumen (m^3)]/[volumen (m^3) de aire lógicamente necesario para la combustión completa del gas combustible contenido en el gas de mezcla por unidad de volumen]} que es 0,7 al 1,2, se forma la película de revestimiento de óxido de Fe de 0,01 a 20 μm en una capa superficial de la chapa de acero. Cuando la relación de aire es demasiado grande y supera el 1,2, no se genera una película de recubrimiento de óxido de Fe suficiente en la capa descarburada. Además, dado que la película del revestimiento de óxido funciona como una fuente de suministro de oxígeno para generar los óxidos de Si y/o de Mn en la zona de reducción, cuando la relación de aire es menos de 0,7 que es demasiado pequeña, no se pueden obtener los óxidos predeterminados. Además, si la temperatura de la chapa de acero cuando pasa a través de la zona de

precalentamiento es menos de 400°C, no es posible formar una película de revestimiento de óxido suficiente, o, por otro lado, cuando es una temperatura alta que supera los 800°C, la película del revestimiento de óxido crece excesivamente y, por lo tanto, se hace difícil lograr que el espesor de la capa descarburada esté dentro de un intervalo predeterminado.

- 5 Además, cuando la temperatura máxima de calentamiento en la etapa de recocido es baja, se funde la cementita gruesa y permanece, lo que deteriora de manera significativa la ductilidad. En la presente invención, con el fin de disolver en el sólido de una manera suficiente la cementita para asegurar la ductilidad, la temperatura máxima de calentamiento es 750°C o más, más preferiblemente 760°C o más. Téngase en cuenta que el límite superior de la temperatura de calentamiento no está de una manera particular limitado, pero el calentamiento a más de 1.000°C perjudica en gran medida la calidad de la superficie y deteriora la capacidad de humectación del recubrimiento y, por lo tanto, la temperatura máxima de calentamiento es preferiblemente 1.000°C o menos, más preferiblemente 950°C, o menos.

- 15 La temperatura máxima de calentamiento (750°C o más) en la etapa de recocido se alcanza preferiblemente en la zona de reducción. En esta zona de reducción, la película de recubrimiento de óxido de Fe generada en la zona oxidante se reduce para formar la capa descarburada, y los óxidos de Si y/o de Mn se dispersan moderadamente. Por lo tanto, en la atmósfera de la zona de reducción, la relación entre la presión parcial del vapor de agua $P(\text{H}_2\text{O})$ y la presión parcial del hidrógeno $P(\text{H}_2)$, $P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2)$, es preferiblemente de 0,0001 a 2,00. Cuando $P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2)$ es menos de 0,0001, los óxidos de Si y/o de Mn se forman sólo sobre una capa superficial más externa, y se hace difícil dispersar los óxidos de Si y/o de Mn moderadamente dentro de la capa descarburada. Por otro lado, cuando $P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2)$ supera 2,00, la descarburación procede en exceso, y es posible que el espesor de la capa descarburada no se pueda controlar en un intervalo predeterminado. Además, $P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2)$ está más preferiblemente en el intervalo de 0,001 a 1,50, más preferiblemente en el intervalo de 0,002 a 1,20.

- 25 La velocidad promedio de enfriamiento desde la temperatura máxima de calentamiento descrita anteriormente es importante para generar ferrita de manera suficiente. Por consiguiente, en la presente invención, la velocidad promedio de enfriamiento de 750 a 650°C, que es un intervalo de temperatura en el que se genera la ferrita, se establece de 1,0 a 15,0°C/s. Cuando la velocidad promedio de enfriamiento desde la temperatura máxima de calentamiento supera los 15,0°C/s, es posible que no se pueda obtener una cantidad suficiente de ferrita, y se deteriora la ductilidad. Por otra parte, cuando la velocidad promedio de enfriamiento es menos de 1,0°C/s, no se puede obtener una cantidad suficiente de estructura dura debido a la generación excesiva de ferrita, a la generación de perlita, y/o similar, y se deteriora la resistencia.

- 30 La velocidad promedio de enfriamiento hasta que se detiene el enfriamiento al ingresar al baño de recubrimiento desde la temperatura de acero de 650°C es preferiblemente 3,0°C/s o más. Esto es para obtener una estructura dura con una orientación cristalina más aleatoria mediante un descenso adicional de la temperatura de transformación a la estructura dura. Desde este punto de vista, la velocidad promedio de enfriamiento es más preferiblemente 5,0°C/s o más. Además, aunque no se establece de una manera particular un límite superior de la velocidad promedio de enfriamiento, con una velocidad promedio de enfriamiento superior a 200°C/s se necesita un equipo de enfriamiento especial y, por lo tanto, es preferiblemente 200°C/s o menos.

- 35 A continuación, se realiza la etapa de recubrimiento por inmersión de la chapa de acero después de la etapa de recocido en el baño de recubrimiento. Los componentes del baño de recubrimiento están constituidos principalmente por zinc, y la cantidad efectiva de Al, que es un valor obtenido al restar la cantidad total de Fe de la cantidad total de Al en el baño, es preferiblemente del 0,01 al 0,20 % en masa, más preferiblemente del 0,01 al 0,18 % en masa. De una manera particular, cuando se realiza un tratamiento de aleación, con el fin de controlar el procedimiento de aleación de la capa de recubrimiento, la cantidad efectiva de Al en el baño es más preferiblemente del 0,07 al 0,12 % en masa. Además, cuando la capa de recubrimiento no está aleada, la cantidad efectiva de Al en el baño puede estar en el intervalo del 0,18 al 0,20 % en masa.

- 40 Además, cuando uno o más de Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi, Sr, I, Cs, Sr, REM se mezcla o se mezclan en el baño de galvanizado, no se ve afectado el efecto de la presente invención, e incluso puede haber casos en los que mejoran la resistencia a la corrosión, la trabajabilidad, y/o similares dependiendo de sus cantidades y, por lo tanto, son preferibles.

- 50 La temperatura del baño de recubrimiento es preferiblemente de 450°C a 470°C. Cuando la temperatura del baño de recubrimiento es menos de 450°C, la viscosidad del baño de recubrimiento aumenta excesivamente, se hace difícil controlar el espesor de la capa de recubrimiento, y se deteriora la apariencia de la chapa de acero. Por otro lado, cuando la temperatura del baño de recubrimiento supera los 470°C, se genera una gran cantidad de humo que hace difícil una fabricación segura y, por lo tanto, la temperatura del baño de recubrimiento es preferiblemente 470°C o menos.

- 55 Además, con el fin de estabilizar la temperatura del baño de recubrimiento, la temperatura de entrada de la chapa de acero en el baño de recubrimiento es preferiblemente de 430°C a 490°C. Si la temperatura de la chapa de acero cuando la chapa de acero entra en el baño de recubrimiento es menos de 430°C, se hace necesario proporcionar una gran cantidad de calor al baño de recubrimiento con el fin de estabilizar la temperatura del baño de recubrimiento a

450°C o más y, por lo tanto, es prácticamente inadecuado. Por otro lado, si la temperatura de la chapa de acero cuando la chapa de acero entra en el baño de recubrimiento es más alta de 490°C, es necesario introducir un equipo para eliminar una gran cantidad de calor del baño de recubrimiento para estabilizar la temperatura del baño de recubrimiento a 470°C o menos y, por lo tanto, es inadecuado en términos de costos de fabricación.

- 5 En la presente invención, para obtener la austenita retenida de manera suficiente, antes y/o después de sumergir la chapa de acero en el baño de recubrimiento, la chapa de acero se mantiene en el intervalo de 300 a 470°C, para hacer que proceda la transformación de la bainita. Este tiempo de retención en el intervalo de 300 a 470°C es de 20 a 1.000 segundos, incluyendo el tiempo de inmersión en el baño de recubrimiento. Cuando este tiempo de retención es menos de 20 segundos, la transformación de la bainita no procede de manera suficiente, y la concentración del carbono en la austenita retenida se hace insuficiente. Además, para aumentar aún más la capacidad de endurecimiento por cocción, el tiempo de retención es más preferiblemente 35 segundos o más, más preferiblemente 50 segundos o más. Por otro lado, cuando el tiempo de retención anterior supera los 1.000 segundos, el carbono se concentra excesivamente en la austenita retenida, o comienza la generación de la cementita y no se pueden obtener características predeterminadas. Además, con el fin de controlar la concentración del carbono en la austenita retenida para obtener una alta capacidad de endurecimiento por cocción, el tiempo de retención es preferiblemente 600 segundos o menos, más preferiblemente 450 segundos o menos.

- Además, con el fin de micronizar el diámetro del grano cristalino de la austenita retenida, es eficaz facilitar la nucleación de la bainita y/o de la ferrita bainítica para causar la nucleación desde las partes respectivas de la chapa de acero, para dividir finamente la austenita en la fase base. Para ello, la deformación por doblado se realiza en un estado en el que se aplica una tensión de tracción a la chapa de acero entre 300 y 470°C, lo que facilita la nucleación de una gran cantidad de la bainita y/o de la ferrita bainítica. Como la tensión en este momento, se aplica una tensión de 3 a 100 MPa en la dirección del laminado que es el eje de tracción. Cuando la tensión de carga es menos de 3 MPa, no se puede reconocer el efecto de facilitar la nucleación y, por lo tanto, se toma como un límite inferior. Además, con el fin de facilitar aún más la nucleación para micronizar el diámetro efectivo del grano cristalino, la tensión de carga es más preferiblemente 5 MPa o más, más preferiblemente 7 MPa o más. Por otro lado, cuando la tensión de carga supera los 100 MPa, la chapa de acero se puede deformar en gran medida y, por lo tanto, la tensión de carga es 100 MPa o menos. Además, para hacer la deformación de la chapa de acero aún más pequeña, la tensión de carga es más preferiblemente 70 MPa o menos, más preferiblemente 50 MPa o menos.

- La deformación que se proporciona, y el historial térmico desde la etapa del laminado en caliente hasta la etapa de recocido y la deformación que se proporcionan durante la transformación de la bainita mencionada anteriormente, la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida puede ser del 0,70 al 1,00 %, además el diámetro promedio de grano puede ser de 2,0 µm o menos, y la distancia promedio entre granos puede ser de 0,1 a 5,0 µm. Además, el coeficiente de endurecimiento por trabajo puede ser 0,080 en promedio, o más, durante la deformación plástica del 3 al 7 %.

- 35 Al realizar de forma adicional la deformación por doblado en un estado en el que se aplica la tensión de tracción de la condición anterior, se facilita en gran medida la nucleación y, por lo tanto, en la presente invención, se realiza o realizan uno o más veces el doblado con un radio de doblado de 800 mm o menos. Además, cuanto mayor sea el grado de procesado, más se facilita la nucleación y, por lo tanto, el radio de doblado es preferiblemente de 650 mm o menos. Por otro lado, no está de una manera particular establecido un límite inferior del radio de doblado. Sin embargo, dado que es difícil doblar de una manera homogénea la totalidad del área de la chapa de acero con un radio excesivamente pequeño, el radio de doblado es preferiblemente 50 mm o más, más preferiblemente 100 mm o más.

- Además, el número de veces de doblado es uno o más y, además, es preferible dos o más, ya que cuanto mayor sea el grado de procesado, más se facilita la nucleación. Téngase en cuenta que, aunque no está de una manera particular definido un límite superior del número de veces que se procesa, es difícil realizar el doblado 20 veces o más en el tiempo de retención en el intervalo de temperatura y, por lo tanto, el número de veces de procesado es preferiblemente 20 veces o menos.

- En la presente invención, después de realizar el tratamiento de galvanizado por inmersión en caliente anterior, se puede realizar adicionalmente un tratamiento de aleación de la capa de recubrimiento de la superficie de la chapa de acero a temperaturas de 470 a 620°C. Al realizar dicho tratamiento de aleación, se forma sobre la superficie una aleación de Zn-Fe formada por aleación de la capa galvanizada por inmersión en caliente, obteniendo así una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia aleado excelente en la prevención de la oxidación.

- Para alea la capa de recubrimiento, la temperatura del tratamiento de aleación es 470°C o más porque la aleación no procede de manera suficiente cuando es menos de 470°C. Además, cuando la temperatura del tratamiento de aleación supera los 620°C, se genera cementita gruesa y la resistencia disminuye de manera significativa y, por lo tanto, en la presente invención es 620°C o menos. Además, la temperatura del tratamiento de aleación es más preferiblemente de 480 a 600°C, más preferiblemente de 490 a 580°C.

Además, el tiempo de tratamiento de aleación no está de una manera particular limitado, pero necesita que sea de dos segundos o más para avanzar la aleación de manera suficiente y es más preferiblemente de 5 segundos o más. Por otro lado, cuando el tiempo de tratamiento de aleación supera los 200 segundos, existe una preocupación de que

se produzca una aleación excesiva de la capa de recubrimiento y que se deterioren las características. Por lo tanto, el tiempo de tratamiento es 200 segundos o menos, preferiblemente 100 segundos o menos.

5 Téngase en cuenta que, aunque el tratamiento de aleación se realiza preferiblemente inmediatamente después de la inmersión en el baño de revestimiento, también es posible dejar enfriar la chapa de acero a una temperatura de la chapa de acero de 150°C o menos después de la inmersión, y luego recalentar la misma hasta la temperatura de tratamiento de aleación.

10 Además, cuando la velocidad promedio de enfriamiento cuando se enfría a 150°C o menos después del tratamiento de recubrimiento es menos de 0,5°C/s, se genera cementita gruesa, y existe una preocupación de que se deterioren la resistencia y/o la ductilidad. Por lo tanto, la velocidad promedio de enfriamiento se establece en 0,5°C/s o más, más preferiblemente en 1,0°C/s o más. Téngase en cuenta que, aunque no se establece de una manera particular un límite superior de la velocidad promedio de enfriamiento, es preferiblemente 200°C/s o menos, más preferiblemente 50°C/s o menos, ya que tener una velocidad promedio de enfriamiento que supere los 200°C/s requiere de un equipo de enfriamiento especial.

15 Además, cuando se realiza un tratamiento de aleación de la capa de recubrimiento, el momento para realizar el proceso de transformación de la bainita descrito anteriormente puede ser antes o después del tratamiento de aleación.

20 Además, en la presente invención, en medio del enfriamiento o después del enfriamiento, se puede realizar un tratamiento de recalentamiento con el propósito de templar la martensita. Una temperatura de recalentamiento para el recalentamiento es preferiblemente 200°C o más porque el templado no procede lo suficiente cuando es menos de 200°C. Además, cuando la temperatura de calentamiento supera los 620°C, se deteriora de manera significativa la resistencia y, por lo tanto, es preferiblemente 620°C o menos, más preferiblemente 550°C o menos.

Además, en esta realización, para la corrección de la forma, también es posible realizar un laminado en frío con una relación de la reducción del 3,00 % o menos en la chapa de acero galvanizado en caliente de alta resistencia o en la chapa de acero galvanizado en caliente aleado de alta resistencia que se enfría a temperatura ambiente.

25 Téngase en cuenta que el método de fabricación de la presente invención no se limita al ejemplo descrito anteriormente.

30 Por ejemplo, en la presente invención, se puede añadir una película de revestimiento constituida por un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo a la superficie de la capa de recubrimiento de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia obtenida por método descrito anteriormente. Una película de revestimiento de este tipo constituida por un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo puede funcionar como un lubricante cuando se procesa una chapa de acero, y puede proteger la capa de recubrimiento formada en la superficie de una chapa de acero base.

35 La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelentes en la propiedad de corte mecánico según la presente invención como se describen anteriormente emplean una estructura en la que los componentes del acero, la estructura de la chapa de acero, el espesor promedio de la capa descarbonada y el tamaño de los óxidos en la capa descarbonada, se definen en intervalos apropiados como los descritos anteriormente. Es decir, al contener una cantidad predeterminada o más de la fase de austenita retenida en la estructura de la chapa de acero, se aumenta la capacidad de endurecimiento por trabajo y, por lo tanto, se puede mejorar la resistencia y la ductilidad de la chapa de acero, y mientras tanto mediante el aumento de la densidad al limitar la cantidad de carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida y suprimir del diámetro promedio de grano, se mejora la propiedad de corte mecánico cuando se procesa la chapa de acero (capacidad de punzonado). Además, al limitar el espesor promedio de la capa descarbonada y el diámetro promedio de grano y la distancia promedio entre granos de los óxidos en la capa descarbonada, se mejora la adhesividad de la capa de recubrimiento. Por lo tanto, mientras se asegura una resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más, se pueden fabricar la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia capaces de obtener una excelente ductilidad y propiedad de corte mecánico.

45 Además, el método de fabricación de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia según la presente invención emplea un método que establece los componentes del acero en un intervalo apropiado, y limita las condiciones del laminado en caliente, del laminado en frío y del recocido después del laminado a unos intervalos predeterminados. Por lo tanto, la relación de la fase de la austenita retenida en la estructura de la chapa de acero se puede controlar a una relación predeterminada o más, y se pueden limitar un diámetro promedio de grano y una distancia promedio entre granos a un intervalo predeterminado mientras se limita la cantidad del carbono de la solución sólida contenida en la fase de la austenita retenida y, por lo tanto, es posible mejorar la resistencia y la ductilidad, así como la propiedad de corte mecánico de la chapa de acero. Por otra parte, ya que el espesor promedio de la capa descarbonada, y el diámetro promedio de grano, y la densidad promedio de los óxidos en la capa descarbonada se pueden limitar a un intervalo predeterminado, es posible mejorar la adherencia de la capa de recubrimiento. Por lo tanto, mientras se asegura la resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más como se describe anteriormente, es posible fabricar la chapa de

acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia capaces de obtener una excelente ductilidad y propiedad de corte mecánico.

5 Por lo tanto, al aplicar la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelentes en la propiedad de corte mecánico, y el método de fabricación de la presente invención en el campo de la automoción en particular, se atribuye como mejora la seguridad que acompaña al aumento en la resistencia del carrocería del vehículo, la mejora en la trabajabilidad para procesar un miembro, y se pueden disfrutar de manera suficiente otras mejoras similares, y sus contribuciones sociales son inconmensurables.

Ejemplos

10 De aquí en adelante, la presente invención se describirá más específicamente mediante el uso de ejemplos de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelentes en la propiedad de corte mecánico, y el método de fabricación de las mismas según la presente invención. Sin embargo, la presente invención, por supuesto, no se limita a los ejemplos mostrados a continuación y se puede implementar mediante la adición de una forma apropiada de cambios dentro del intervalo compatible con la esencia descrita anteriormente y más adelante, y todos estos ejemplos están incluidos en el alcance técnico de la presente invención.

[Fabricación de las chapas de acero]

20 Primero, se obtuvieron losas con los componentes químicos ilustrados en la Tabla 1 mostrada a continuación mediante el control de la desoxidación y de la desulfuración y de los componentes químicos del acero fundido en una etapa de fabricación de acero. Luego, después de la colada, las losas se sometieron inmediatamente a laminado en caliente, laminado en frío, bobinado, decapado en las condiciones ilustradas en las Tablas 2 a 4 mostradas a continuación, y además se sometieron a laminado en frío. Posteriormente, las chapas de acero laminadas en frío obtenidas se hicieron pasar a través de una línea de recocido y de galvanizado en continuo en las condiciones ilustradas en las Tablas 5 a 8 mostradas a continuación, para de ese modo fabricar chapas de acero galvanizado por inmersión en caliente de los ejemplos experimentales 1 a 128. Además, en parte de estos ejemplos experimentales 1 a 128, se realizó un tratamiento de aleación de una capa de recubrimiento en las condiciones ilustradas en las Tablas 5 a 8, para así fabricar chapas de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado (GA). Para las chapas de acero distintas de las anteriores, no se realizó el tratamiento de aleación, o la temperatura de tratamiento se estableció a menos de 470°C, con lo que se fabricaron chapas de acero galvanizado en caliente (GI) cuya capa de recubrimiento no está aleada.

[Tabla 1]

N.º	COMPONENTE QUÍMICO (% MASA)																			NOTA				
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	V	Cr	Ni	Cu	Mo	B	W	Ca	Ce		Mg	Zr	La	REM
A	0,117	1,39	1,57	0,0160	0,0015	0,033	0,0045	0,0008																Ej.
B	0,238	0,83	1,51	0,0135	0,0018	0,039	0,0037	0,0014																Ej.
C	0,201	1,67	1,92	0,0096	0,0023	0,056	0,0029	0,0010																Ej.
D	0,339	0,29	2,12	0,0064	0,0032	0,511	0,0030	0,0034																Ej.
E	0,084	0,77	2,71	0,0107	0,0005	0,048	0,0045	0,0008																Ej.
F	0,089	0,95	1,55	0,0121	0,0005	0,023	0,0069	0,0017	0,072															Ej.
G	0,279	0,68	1,35	0,0094	0,0050	0,258	0,0014	0,0016		0,031														Ej.
H	0,130	0,06	1,84	0,0064	0,0040	1,066	0,0031	0,0011							0,09	0,0007								Ej.
I	0,148	1,69	1,11	0,0122	0,0017	0,027	0,0041	0,0018			0,43													Ej.
J	0,226	0,47	2,93	0,0068	0,0044	0,067	0,0069	0,0023					0,44	0,19										Ej.
K	0,153	1,49	1,69	0,0051	0,0002	0,022	0,0007	0,0011								0,0021								Ej.
L	0,191	1,33	2,29	0,0171	0,0036	0,038	0,0030	0,0008						0,37						0,0031	0,0010			Ej.
M	0,179	1,28	1,74	0,0088	0,0019	0,006	0,0025	0,0005																Ej.
N	0,106	0,61	1,45	0,0211	0,0006	0,007	0,0025	0,0006				0,80												Ej.
O	0,169	0,14	1,33	0,0120	0,0038	0,418	0,0051	0,0004							0,04									Ej.
P	0,160	0,71	1,88	0,0068	0,0062	0,060	0,0013	0,0012											0,0046					Ej.
Q	0,240	0,81	1,28	0,0084	0,0019	0,012	0,0054	0,0016													0,0022			Ej.
R	0,214	1,94	2,68	0,0186	0,0022	0,034	0,0048	0,0009														0,0029		Ej.
S	0,262	0,68	2,47	0,0061	0,0060	0,069	0,0038	0,0023	0,028							0,0025								Ej.
T	0,240	1,29	0,84	0,0092	0,0003	0,014	0,0033	0,0008			1,07								0,0012					Ej.
U	0,152	0,49	1,50	0,0074	0,0024	0,250	0,0030	0,0009	0,014	0,008						0,0035			0,0028				Ej.	
V	0,239	1,79	1,50	0,0119	0,0048	0,048	0,0042	0,0009			0,115													Ej.
W	0,098	0,97	2,30	0,0080	0,0011	0,105	0,0023	0,0045														0,0034		Ej.

[Tabla 2]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE DEL ACERO	ETAPA DE LAMINADO EN CALIENTE					ETAPA DE LAMINADO EN FRÍO	NOTA
		TEMPERATURA CALENTAMIENTO DE LA LOSA	TEMPERATURA DE FINALIZACIÓN DEL LAMINADO	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO	TEMPERATURA DE PARADA DEL ENFRIAMIENTO	TIEMPO TRANSCURRIDO HASTA 400°C	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	
		°C	°C	°C/s	°C	TIEMPO	%	
1	A	1.240	886	33	605	8,3	50	Ej.
2	A	1.240	917	23	625	5,9	42	Ej.
3	A	1.21.0	885	28	580	5,0	53	Ej.
4	A	1.215	885	29	595	4,1	43	<u>Ej. Comp.</u>
5	B	1.235	887	34	602	2,9	52	Ej.
6	B	1.215	888	66	525	3,1	66	Ej.
7	B	1.21.0	925	57	579	8,1	40	Ej.
8	B	1.265	928	28	578	4,2	50	<u>Ej. Comp.</u>
9	C	1.205	914	52	574	7,4	45	Ej.
10	C	1.245	859	16	640	7,4	55	Ej.
11	C	1.240	873	45	619	6,8	43	Ej.
12	C	1.240	915	54	612	9,4	63	<u>Ej. Comp.</u>
13	D	1.230	908	41	599	10,6	46	Ej.
14	D	1.270	937	55	583	8,0	58	Ej.
15	D	1.220	922	35	608	7,3	54	Ej.
16	D	<u>1.045</u>	885	48	582	5,8	63	<u>Ej. Comp.</u>
17	E	1.235	896	38	623	11,3	58	Ej.
18	E	1.195	864	17	627	3,0	60	Ej.
19	E	1.275	898	30	598	7,1	60	Ej.
20	E	1.235	905	<u>5</u>	601	9,8	44	<u>Ej. Comp.</u>
21	F	1.280	905	34	594	7,5	52	Ej.
22	F	1.210	870	27	560	3,3	50	Ej.
23	F	1.255	926	51	592	3,8	44	Ej.
24	F	1.240	927	43	609	4,9	60	<u>Ej. Comp.</u>
25	G	1.200	908	42	588	4,6	53	Ej.
26	G	1.240	919	32	554	2,6	67	Ej.
27	G	1.220	910	35	593	6,4	35	Ej.
28	G	1.200	922	38	605	9,7	41	<u>Ej. Comp.</u>
29	H	1.250	886	47	571	5,4	50	Ej.
30	H	1.270	933	51	560	8,3	71	Ej.
31	H	1.205	893	27	607	5,0	35	Ej.
32	H	1.210	882	21	609	6,0	52	Ej.
33	I	1.225	885	28	560	7,2	50	Ej.
34	I	1.205	913	26	609	7,0	44	Ej.
35	I	1.240	878	47	557	4,4	31	Ej.
36	I	1.245	904	24	613	5,5	39	<u>Ej. Comp.</u>
37	J	1.260	887	28	597	6,1	44	Ej.
38	J	1.190	906	55	606	2,5	53	Ej.
39	J	1.235	854	49	574	3,7	43	Ej.
40	J	1.185	897	26	568	4,5	43	<u>Ej. Comp.</u>

ES 2 737 678 T3

[Tabla 3]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE DEL ACERO	ETAPA DE LAMINADO EN CALIENTE					ETAPA DE LAMINADO EN FRÍO	NOTA
		°C	°C	°C/s	°C	TIEMPO	%	
41	K	1.220	923	54	578	6,4	41	Ej.
42	K	1.200	941	58	571	5,4	34	Ej.
43	K	1.200	888	31	613	6,5	38	Ej.
44	K	1.210	907	34	<u>434</u>	1,8	41	<u>Ej. Comp.</u>
45	L	1.210	880	39	567	5,0	50	Ej.
46	L	1.280	878	36	635	7,1	38	Ej.
47	L	1.265	882	33	593	4,3	52	Ej.
48	L	1.280	924	26	583	7,1	65	<u>Ej. Comp.</u>
49	M	1.280	887	31	564	3,6	41	Ej.
50	M	1.270	895	39	580	3,9	50	Ej.
51	M	1.255	890	33	600	6,1	35	Ej.
52	M	1.270	887	28	568	4,9	53	<u>Ej. Comp.</u>
53	N	1.280	881	39	610	5,8	52	Ej.
54	N	1.185	887	41	533	10,3	53	Ej.
55	N	1.200	912	41	590	6,8	56	Ej.
56	N	1.235	888	27	585	7,6	43	<u>Ej. Comp.</u>
57	O	1.205	896	42	593	5,3	40	Ej.
58	O	1.210	891	27	601	1,9	37	Ej.
59	O	1.275	887	49	598	5,2	72	Ej.
60	O	1.250	894	28	599	7,4	52	<u>Ej. Comp.</u>
61	P	1.225	905	53	602	4,1	53	Ej.
62	P	1.245	903	32	561	7,0	63	Ej.
63	P	1.210	902	54	573	8,3	47	Ej.
64	P	1.190	<u>1010</u>	57	628	4,8	37	<u>Ej. Comp.</u>
65	Q	1.270	913	52	614	9,0	50	Ej.
66	Q	1.220	906	34	554	7,0	58	Ej.
67	Q	1.280	911	34	517	1,8	40	Ej.
68	Q	1.275	912	22	628	7,4	52	<u>Ej. Comp.</u>
69	R	1.210	892	41	599	5,0	38	Ej.
70	R	1.280	892	29	607	4,5	42	Ej.
71	R	1.220	924	27	569	1,7	60	Ej.
72	R	1.265	889	50	597	5,7	44	<u>Ej. Comp.</u>
73	S	1.225	915	33	619	10,6	61	Ej.
74	S	1.265	922	49	572	3,2	43	Ej.
75	S	1.270	934	24	641	6,9	53	Ej.

ES 2 737 678 T3

76	S	1.245	928	34	581	5,3	61	<u>Ej. Comp.</u>
77	T	1.185	901	45	561	3,4	56	Ej.
78	T	1.260	882	45	572	5,7	50	Ej.
79	T	1.225	924	42	555	3,4	53	Ej.
80	T	1.205	915	16	<u>712</u>	7,0	36	<u>Ej. Comp.</u>

[Tabla 4]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE DEL ACERO	ETAPA DE LAMINADO EN CALIENTE					ETAPA DE LAMINADO EN FRÍO	NOTA
		°C	°C	°C/s	°C	TIEMPO	%	
81	U	1.265	875	42	579	5,3	52	Ej.
82	U	1.235	898	35	540	4,4	68	Ej.
83	U	1.215	897	39	600	8,6	41	Ej.
84	U	1.245	894	42	598	4,3	34	<u>Ej. Comp.</u>
85	V	1.265	899	31	558	3,7	33	Ej.
86	V	1.220	910	52	540	5,2	55	Ej.
87	V	1.265	863	32	561	7,2	50	Ej.
88	V	1.240	892	43	563	3,3	53	<u>Ej. Comp.</u>
89	W	1.225	894	31	626	5,5	46	Ej.
90	W	1.240	901	30	568	3,7	62	Ej.
91	W	1.220	915	48	539	3,3	40	Ej.
92	W	1.235	883	41	574	6,7	53	<u>Ej. Comp.</u>
93	X	1195	922	31	623	5,5	50	Ej.
94	X	1.265	905	35	595	6,3	61	Ej.
95	X	1.230	920	45	524	2,5	35	Ej.
96	X	1.210	912	40	573	3,8	50	<u>Ej. Comp.</u>
97	Y	1.230	893	46	583	4,2	46	Ej.
98	Y	1.275	943	48	558	3,6	52	Ej.
99	Y	1.275	906	37	595	5,0	36	Ej.
100	Y	1.220	915	25	604	11,2	34	<u>Ej. Comp.</u>
101	Z	1.230	895	25	595	5,7	37	Ej.
102	Z	1.270	923	31	596	7,0	41	Ej.
103	Z	1.235	892	24	581	5,4	62	Ej.
104	Z	1.205	924	52	578	9,7	<u>20</u>	<u>Ej. Comp.</u>
105	AA	1.275	938	30	556	5,4	56	Ej.
106	AA	1.270	927	35	554	4,7	63	Ej.
107	AA	1.280	879	36	620	4,1	41	Ej.
108	AA	1.180	908	41	617	5,1	61	<u>Ej. Comp.</u>
109	AB	1.215	887	47	625	9,6	40	Ej.
110	AB	1.210	919	54	572	6,3	46	Ej.
111	AB	1.235	886	39	593	9,4	40	Ej.
112	AB	1.260	923	31	525	<u>0,8</u>	35	<u>Ej. Comp.</u>
113	AC	1.245	911	38	594	4,8	50	Ej.

ES 2 737 678 T3

114	AC	1.260	873	23	571	8,2	62	Ej.
115	AC	1.210	896	53	584	5,9	54	Ej.
116	AC	1.260	917	31	574	5,2	<u>82</u>	<u>Ej. Comp.</u>
117	AD	1.205	907	33	603	6,0	61	Ej.
118	AD	1.240	884	39	580	7,3	53	Ej.
119	AD	1.260	915	38	592	5,9	52	Ej.
120	AD	1.225	880	23	607	6,8	42	<u>Ej. Comp.</u>
121	AE	1.230	905	38	606	5,5	55	<u>Ej. Comp.</u>
122	AF	1.225	896	39	605	7,8	55	<u>Ej. Comp.</u>
123	AG	1.230	906	41	600	6,6	55	<u>Ej. Comp.</u>
124	A	1.195	901	22	599	8,3	53	<u>Ej. Comp.</u>
125	AH	1.220	920	20	609	6,3	—	<u>Ej. Comp.</u>
126	AI	1.240	916	39	596	7,7	73	<u>Ej. Comp.</u>
127	AJ	EXPERIMENTO DETENIDO DEBIDO A GRIETA EN LA LOSA						<u>Ej. Comp.</u>
128	AK	1.225	906	20	619	4,1	53	<u>Ej. Comp.</u>

[Tabla 5]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE DEL ACERO	TIPO DE ACERO	ETAPA DE ALEACIÓN – ETAPA DE RECUBRIMIENTO														ENFRIAMIENTO – TEMPLADO -LAMINADO DE CORRECCIÓN			NOTA	
			ETAPA DE CALENTAMIENTO		PRIMERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		PROCESO DE TRANSFORMACIÓN DE LA BAINITA				ZONA DE PRE- CALENTAMIENTO	ZONA DE REDUCCIÓN	ZONA DE RECUBRIMIENTO			HORNO DE ALEACIÓN		SEGUNDA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	ETAPA DE TEMPLADO		LAMINADO EN FRIO
			VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO DE 600 A 750°C	TEMPERATURA CALENTAMIENTO	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DE 750 A 650°C	TEMPERATURA ENFRIAMIENTO DESDE 650°C	TIEMPO DE RETENCIÓN DE 300 A 470°C	TENSIÓN DE CARGA	RADIO DE DOBLADO	NUMERO DE VECES DE PROCESADO	RELACIÓN DE AIRE	P(H ₂ O)/P(H ₂)	EFFECTIVA DE AL %Masa	TEMPERATURA DEL BAÑO DE RECUBRIMIENTO	TEMPERATURA DE ENTRADA DE CHAPA ACERO	TEMPERATURA DE ALEACIÓN	TIEMPO DE TRATAMIENTO	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO	TEMPERATURA DE TEMPLADO	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	
1	A	GI	4,7	827	1,5	6,2	56	8	200	4	1,0	0,033	0,08	458	468	—	—	2,8	—	—	Ej.
2	A	GA	7,9	815	12,8	106,7	44	6	200	4	0,9	0,035	0,11	457	453	492	19	1,6	—	—	Ej.
3	A	GA	1,5	830	6,2	14,8	143	24	200	4	1,0	0,033	0,09	469	454	486	11	4,6	—	—	Ej.
4	A	GI	6,	805	24,5	4,2	75	8	200	4	1,0	0,087	0,11	461	459	—	—	5,2	—	—	Ej. Comp.
5	B	GI	3,5	828	2,8	59,9	56	9	450	3	1,2	0,014	0,09	466	474	—	—	2,3	—	—	Ej.
6	B	GA	3,2	799	11,0	4,0	98	44	450	3	0,9	0,010	0,08	462	464	533	24	4,5	—	—	Ej.
7	B	GA	1,1	785	6,7	4,0	48	18	450	3	1,1	0,891	0,10	468	465	494	30	1,8	350	—	Ej.
8	B	GI	8,6	768	6,5	5,2	1.376	8	450	3	1,0	0,035	0,09	454	447	—	—	3,3	—	—	Ej. Comp.
9	C	GI	4,7	847	1,7	3,8	77	23	450	3	0,9	0,056	0,14	462	458	—	—	5,1	—	—	Ej.
10	C	GA	7,3	862	1,9	6,0	780	25	450	3	1,0	0,030	0,10	453	481	507	12	2,1	—	0,45	Ej.
11	C	GA	13,4	853	2,1	22,2	80	6	450	3	0,9	0,123	0,10	461	456	522	8	2,9	—	—	Ej.
12	C	GI	4,2	830	2,8	4,9	81	10	450	3	1,0	0,0000	0,08	461	448	—	—	2,8	—	—	Ej. Comp.
13	D	GI	3,6	780	3,0	4,8	58	25	200	2	1,1	0,054	0,11	459	451	—	—	3,0	—	—	Ej.
14	D	GA	5,3	813	5,7	3,8	71	9	200	2	1,0	0,004	0,08	467	454	503	13	4,7	—	—	Ej.
15	D	GA	8,1	781	3,8	74,7	114	10	200	2	1,1	0,144	0,07	459	467	497	46	2,0	—	1,10	Ej.
16	D	GI	1,7	764	7,2	6,7	80	25	200	2	0,8	0,134	0,10	467	470	—	—	3,1	—	—	Ej. Comp.

ES 2 737 678 T3

17	E	GA	8,9	810	4,6	4,2	58	16	500	2	1,1	0,020	0,11	464	455	548	16	4,0	—	—	Ej.
18	E	GI	1,1	827	2,1	96,0	80	10	200	8	0,9	0,141	0,10	456	450	—	—	0,8	—	—	Ej.
19	E	GA	3,1	793	3,8	4,7	58	14	500	2	0,8	0,057	0,08	460	458	529	7	3,1	—	—	Ej.
20	E	GI	9,5	792	9,1	3,8	74	16	500	2	0,9	0,194	0,09	468	439	—	—	3,0	—	—	Ej. Comp.
21	F	GA	3,9	874	2,8	5,4	61	19	450	2	0,8	0,074	0,10	485	477	506	24	5,1	—	—	Ej.
22	F	GI	4,1	804	3,4	70,2	70	9	450	2	1,1	0,125	0,08	468	456	—	—	1,4	—	—	Ej.
23	F	GA	0,7	830	5,8	7,4	227	4	450	2	0,9	0,091	0,10	463	472	519	12	4,3	—	—	Ej.
24	F	GI	28,1	805	9,2	7,5	82	20	450	2	0,9	0,043	0,08	464	482	—	—	1,4	—	—	Ej. Comp.
25	G	GI	6,0	799	3,7	5,6	72	20	450	3	1,0	0,070	0,09	455	454	—	—	3,0	—	—	Ej.
26	G	GI	4,6	756	5,4	50,3	228	14	450	3	0,7	1,30	0,08	451	453	—	—	4,4	380	—	Ej.
27	G	GA	0,8	800	2,4	7,2	52	13	700	3	1,1	0,029	0,08	454	446	555	14	3,5	—	—	Ej.
28	G	GI	1,9	779	5,5	4,0	63	18	450	3	0,4	0,251	0,11	468	481	—	—	2,8	—	—	Ej. Comp.
29	H	GA	7,4	844	2,4	5,6	68	9	450	2	0,8	0,194	0,08	458	467	509	15	3,7	—	—	Ej.
30	H	GI	5,3	846	6,8	6,7	268	24	85	2	1,1	0,208	0,10	453	455	—	—	1,4	—	—	Ej.
31	H	GA	7,7	834	5,7	19,5	96	16	450	2	0,8	0,041	0,10	467	460	494	98	2,4	—	—	Ej.
32	H	GI	10,0	837	9,3	6,0	55	11	450	2	0,9	0,039	0,08	465	457	—	—	3,5	410	0,15	Ej.
33	I	GI	9,6	879	2,1	38,4	62	11	450	3	1,0	0,162	0,10	454	459	—	—	2,4	—	—	Ej.
34	I	GA	3,8	966	1,7	55,0	36	42	450	3	1,2	0,318	0,11	466	471	491	17	1,8	—	—	Ej.
35	I	GA	8,6	821	7,2	5,5	55	8	450	3	0,8	0,016	0,12	465	473	481	30	1,1	—	—	Ej.
36	I	GI	8,8	734	4,0	6,5	81	21	450	3	1,1	0,218	0,10	464	458	—	—	3,3	—	—	Ej. Comp.
37	J	GI	4,3	798	8,0	6,3	72	13	450	3	0,8	0,070	0,09	462	479	—	—	2,3	—	—	Ej.
38	J	GA	2,0	812	2,1	7,0	83	13	450	3	1,1	0,213	0,08	453	472	593	4	5,2	—	—	Ej.
39	J	GA	3,8	829	6,3	60,5	668	7	450	3	1,0	0,537	0,09	460	458	531	19	4,5	—	—	Ej.
40	J	GI	8,5	775	5,3	5,7	77	24	450	3	1,1	0,052	0,24	463	460	—	—	1,9	—	—	Ej. Comp.

[Tabla 6]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE DEL ACERO	TIPO DE ACERO	ETAPA DE ALEACIÓN – ETAPA DE RECUBRIMIENTO												ENFRIAMIENTO – TEMPLADO - LAMINADO DE CORRECCION			NOTA				
			ETAPA DE CALENTAMIENTO		PRIMERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		PROCESO DE TRANSFORMACIÓN DE LA BAINITA				ZONA DE PRE-CALENTAMIENTO	ZONA DE REDUCCIÓN	ZONA DE RECUBRIMIENTO			HORNO DE ALEACIÓN			SEGUNDA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	ETAPA DE TEMPLADO	LAMINADO EN FRIO	
			VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO DE 600 A 750°C	TEMPERATURA CALENTAMIENTO	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DE 750 A 650°C	TEMPERATURA ENFRIAMIENTO DESDE 650°C	TIEMPO DE RETENCIÓN DE 300 A 470°C	TENSIÓN DE CARGA	RADIO DE DOBLADO	NUMERO DE VECES DE PROCESADO	RELACIÓN DE AIRE	P(H ₂ O)/P(H ₂)	% Masa	TEMPERATURA DEL BAÑO DE RECUBRIMIENTO	TEMPERATURA DE ENTRADA DE LA CHAPA	TEMPERATURA DE ALEACIÓN	TIEMPO DE TRATAMIENTO	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO	TEMPERATURA DEL TEMPLADO	RELACIÓN DE REDUCCIÓN		
41	K	GI	10,8	769	5,4	7,5	63	14	200	5	1,1	0,052	0,08	456	450	—	—	4,7	—	—	—	Ej.
42	K	GI	4,4	792	6,4	64,5	108	35	200	5	1,0	0,114	0,11	459	443	—	—	4,2	—	—	—	Ej.
43	K	GA	3,5	784	1,3	5,8	75	8	200	5	1,0	0,144	0,08	461	469	496	23	1,5	—	—	—	Ej.
44	K	GI	1,1	801	8,9	4,0	68	22	200	5	0,9	0,052	0,10	457	468	—	—	3,6	—	—	—	Ej. Comp.
45	L	GI	2,6	86	2,4	64,7	59	23	200	2	1,0	0,0004	0,10	465	472	—	—	1,3	—	—	—	Ej.
46	L	GI	9,2	822	7,9	4,0	113	22	200	2	0,9	0,038	0,09	453	461	—	—	4,5	—	1,00	—	Ej.
47	L	GA	5,5	820	3,1	7,5	192	17	200	2	1,0	0,039	0,11	462	457	537	17	1,9	—	—	—	Ej.
48	L	GA	3,3	795	2,8	6,1	60	13	200	2	1,1	0,154	0,10	457	461	519	340	4,4	—	—	—	Ej. Comp.
49	M	GI	1,6	831	2,1	5,8	67	20	500	3	0,9	0,229	0,07	466	448	—	—	2,2	—	—	—	Ej.
50	M	GI	6,5	924	2,2	43,7	250	60	500	3	0,7	0,034	0,08	467	481	—	—	4,8	—	—	—	Ej.
51	M	GA	16,4	945	9,2	6,2	56	19	500	3	1,1	0,023	0,08	463	456	560	10	5,2	—	—	—	Ej.
52	M	GI	2,6	930	0,3	6,5	65	12	500	3	1,0	0,029	0,09	467	457	—	—	3,7	—	—	—	Ej. Comp.
53	N	GI	3,9	926	4,8	6,8	62	10	300	2	0,9	0,033	0,09	455	472	—	—	3,1	—	—	—	Ej.
54	N	GI	4,3	833	2,6	21,7	73	22	300	2	0,9	0,288	0,10	458	487	—	—	8,6	—	—	—	Ej.
55	N	GA	5,7	800	7,1	3,8	133	6	300	2	1,2	0,154	0,11	468	467	519	12	4,6	—	—	—	Ej.
56	N	GA	8,3	813	5,4	6,9	74	13	300	2	0,9	0,024	0,09	466	459	492	1	2,8	—	—	—	Ej. Comp.

ES 2 737 678 T3

57	O	GI	1,3	832	1,7	5,8	81	13	500	3	0,8	0,043	0,08	459	471	—	—	1,9	—	Ej.
58	O	GA	2,6	886	5,6	4,8	195	19	500	1	1,1	0,083	0,10	456	460	603	—	2,3	—	Ej.
59	O	GA	7,3	765	11,4	7,1	105	18	500	3	1,0	0,038	0,11	467	456	555	—	4,2	—	Ej.
60	O	GI	3,7	826	6,5	5,4	79	10	500	3	0,8	0,251	0,11	460	459	—	—	0,1	—	Ej. Comp.
61	P	GA	4,1	768	6,0	6,2	77	12	450	2	0,8	0,024	0,10	455	465	574	—	3,4	—	Ej.
62	P	GI	4,3	822	3,5	34,9	183	11	700	2	0,9	0,244	0,10	467	462	—	—	3,0	—	Ej.
63	P	GA	11,1	868	1,4	7,3	70	23	450	2	0,8	0,072	0,10	467	469	549	—	2,2	—	Ej.
64	P	GI	8,4	794	8,5	5,8	74	11	450	2	0,9	0,218	0,09	467	466	—	—	4,6	—	Ej. Comp.
65	Q	GA	2,4	801	6,0	7,4	59	17	200	2	0,8	0,005	0,13	462	478	549	—	5,0	—	Ej.
66	Q	GI	7,0	776	1,8	42,6	223	76	200	2	1,1	0,044	0,09	452	471	—	—	1,5	—	Ej.
67	Q	GA	10,3	829	10,9	25,4	345	10	200	2	1,0	0,046	0,08	464	470	492	—	4,0	—	Ej.
68	Q	GI	5,0	774	9,4	6,1	76	19	200	2	0,9	2,41	0,11	453	447	—	—	2,8	—	Ej. Comp.
69	R	GI	5,2	8121	2,5	20,5	57	11	200	2	1,1	0,144	0,11	467	478	—	—	2,4	—	Ej.
70	R	GA	8,6	845	1,6	4,7	59	14	200	2	1,1	0,190	0,08	462	465	472	—	1,8	—	Ej.
71	R	GA	5,8	810	6,3	48,6	407	8	200	2	0,7	0,053	0,12	461	456	493	—	3,6	—	Ej.
72	R	GA	7,3	781	10,2	6,6	78	23	200	2	1,0	0,194	0,10	462	452	645	—	2,9	—	Ej. Comp.
73	S	GA	1,5	773	2,9	6,0	82	20	35	3	1,1	0,251	0,10	453	462	507	—	3,0	—	Ej.
74	S	GI	2,6	774	1,1	72,3	310	19	350	3	1,0	0,154	0,09	455	475	—	—	4,3	—	Ej.
75	S	GA	0,7	754	2,0	7,1	58	20	350	3	0,9	0,154	0,09	453	453	511	—	2,0	270	Ej.
76	S	GI	5,6	777	5,6	6,2	77	14	—	0	1,1	0,074	0,10	457	469	—	—	4,1	—	Ej. Comp.
77	T	GI	3,6	769	10,0	6,0	78	17	500	2	0,7	0,141	0,10	461	469	—	—	4,3	—	Ej.
78	T	GI	11,0	764	3,6	5,5	78	26	700	2	0,9	0,058	0,09	468	482	—	—	0,9	—	Ej.
79	T	GA	4,4	773	3,0	21,2	146	10	500	2	0,9	0,134	0,10	467	462	506	—	2,7	—	Ej.
80	T	GI	9,1	804	4,2	6,1	64	23	500	2	1,0	0,141	0,11	458	483	—	—	2,0	—	Ej. Comp.

[Tabla 7]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE DEL ACERO	TIPO DE ACERO	ETAPA DE ALEACIÓN – ETAPA DE RECUBRIMIENTO												ENFRIAMIENTO – TEMPLADO - LAMINADO DE CORRECCIÓN			NOTA			
			ETAPA DE CALENTAMIENTO		PRIMERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		PROCESO DE TRANSFORMACIÓN DE LA BAINITA				ZONA DE PRE-CALENTAMIENTO	ZONA DE REDUCCIÓN	ZONA DE RECUBRIMIENTO		HORNO DE ALEACIÓN		SEGUNDA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		ETAPA DE TEMPLADO	LAMINADO EN FRÍO	
			VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO DE 600 A 750°C	TEMPERATURA CALENTAMIENTO	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DE 750 A 650°C	TEMPERATURA ENFRIAMIENTO DESDE 650°C	TIEMPO DE RETENCIÓN DE 300 A 470°C	TENSIÓN DE CARGA	RADIO DE DOBLADO	NUMERO DE VECES PROCESADO	RELACION DE AIRE	$P(H_2O)/P(H_2)$	% EFECTIVA DE AL	TEMPERATURA DEL BAÑO DE RECUBRIMIENTO	TEMPERATURA ENTRADA DE LA CHAPA ACERO	TEMPERATURA DE ALEACIÓN	TIEMPO DE TRATAMIENTO	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO	TEMPERATURA DE TEMPLADO	RELACION DE REDUCCION	
			°C/s	°C	°C/s	°C/s	s	MPa	mm	Veces			Masa	°C	°C	°C	s	°C/s	°C	%	
81	U	GI	2,2	772	10,5	4,7	69	21	450	4	1,1	0,001	0,11	458	435	—	—	2,0	—	—	Ej.
82	U	GI	1,2	763	4,1	117,5	47	8	450	4	0,8	0,128	0,11	461	461	—	—	4,8	—	—	Ej.
83	U	GA	6,5	794	6,2	6,2	87	33	450	4	1,2	0,616	0,09	464	462	510	17	2,1	—	—	Ej.
84	U	GI	1,3	816	7,3	4,1	58	23	450	4	1,8	0,070	0,10	466	470	—	—	3,9	—	—	Ej. Comp.
85	V	GI	10,4	801	6,9	6,9	64	17	450	3	0,8	0,114	0,11	461	456	—	—	4,2	—	—	Ej.
86	V	GI	3,4	826	1,4	5,4	70	16	450	3	0,9	0,040	0,08	455	479	—	—	2,7	450	—	Ej.
87	V	GA	1,6	881	1,5	3,8	44	19	450	3	0,8	0,077	0,09	458	448	493	27	5,0	—	—	Ej.
88	V	GI	7,8	781	2,9	4,6	60	14	1.200	3	0,9	0,097	0,09	461	461	—	—	5,0	—	—	Ej. Comp.
89	W	GI	6,2	811	3,4	3,8	75	16	450	2	0,9	0,151	0,08	455	463	—	—	2,4	—	—	Ej.
90	W	GA	10,9	848	6,1	7,2	43	8	85	2	1,0	0,158	0,04	452	432	546	9	3,3	—	—	Ej.
91	W	GA	9,7	794	4,2	5,6	306	17	450	2	1,0	0,120	0,08	458	453	530	32	1,9	—	—	Ej.
92	W	GA	1,4	815	8,1	4,9	1.138	16	450	2	0,8	0,074	0,08	464	448	588	4	1,5	—	—	Ej. Comp.
93	X	GI	6,0	827	10,1	14,8	54	19	450	3	0,9	0,057	0,08	468	460	—	—	1,3	—	—	Ej.
94	X	GI	6,6	824	2,4	5,6	288	14	450	1	1,1	1,02	0,10	453	462	—	—	5,0	—	—	Ej.
95	X	GA	1,5	791	6,7	5,4	70	10	450	3	1,0	0,117	0,09	469	443	501	8	3,3	—	—	Ej.
96	X	GI	4,5	811	11,0	4,4	11	11	450	3	1,1	0,158	0,10	462	449	—	—	1,7	—	—	Ej. Comp.

97	Y	GI	10,3	835	6,0	72,0	76	21	450	2	0,9	0,233	0,09	462	476	—	—	4,3	—	Ej.
98	Y	GI	6,5	905	4,7	4,2	48	21	150	2	1,1	0,030	0,06	459	452	—	—	5,2	—	Ej.
99	Y	GA	7,2	766	6,7	54,2	69	13	450	2	0,9	0,131	0,09	463	451	505	10	2,4	—	Ej.
100	Y	GI	5,8	794	3,2	4,5	58	0	450	2	0,9	0,074	0,11	465	457	—	—	2,8	—	Ej. Comp.
101	Z	GI	6,9	801	1,7	5,2	79	7	450	3	1,0	0,097	0,09	462	465	—	—	4,3	—	Ej.
102	Z	GI	2,6	813	6,6	4,2	93	17	450	3	0,9	0,026	0,17	460	455	—	—	10,3	0,33	Ej.
103	Z	GA	2,7	829	3,5	23,8	164	25	85	3	1,2	0,002	0,08	460	443	497	24	2,1	—	Ej.
104	Z	GI	6,9	784	8,9	4,7	64	12	450	3	0,8	0,023	0,11	459	474	—	—	4,1	—	Ej. Comp.
105	AA	GI	9,6	855	2,2	6,6	89	16	250	3	0,8	0,204	0,09	468	473	—	—	3,0	—	Ej.
106	AA	GI	6,5	870	6,6	4,2	62	13	250	3	0,9	0,109	0,07	455	455	—	—	1,9	—	Ej.
107	AA	GA	6,8	833	3,6	6,9	47	13	250	3	1,1	0,089	0,11	466	460	597	40	1,6	—	Ej.
108	AA	GI	9,9	834	7,0	1,4	76	17	250	3	0,9	0,107	0,08	458	478	—	—	4,0	—	Ej. Comp.
109	AB	GI	0,9	827	3,2	4,8	61	14	250	2	0,9	0,022	0,10	460	451	—	—	3,5	—	Ej.
110	AB	GI	8,3	711	2,1	19,5	170	4	250	1	0,9	0,190	0,08	458	459	—	—	2,3	—	Ej.
111	AB	GA	2,7	792	2,0	22,4	40	20	250	2	0,9	0,006	0,07	458	451	505	18	1,0	—	Ej.
112	AB	GI	9,9	832	9,2	5,9	67	14	250	2	0,8	0,030	0,08	462	460	—	—	2,5	—	Ej. Comp.
113	AC	GI	4,7	770	1,9	4,7	71	18	500	2	0,9	0,177	0,11	468	482	—	—	3,1	—	Ej.
114	AC	GA	7,3	797	8,2	44,3	118	10	500	2	0,8	0,436	0,11	455	459	512	23	2,5	—	Ej.
115	AC	GA	5,9	777	5,1	7,5	70	11	500	2	1,0	0,058	0,11	453	447	493	12	5,1	—	Ej.
116	AC	—	EXPERIMENTO DETENIDO DEBIDO A LA FRACTURA DE LA CHAPA DE ACERO EN EL LAMINADO EN FRIO																	
117	AD	GA	5,4	828	9,3	59,6	59	15	450	4	0,8	0,026	0,13	464	474	504	16	4,6	—	Ej.
118	AD	GI	0,9	782	2,2	5,5	43	10	450	4	0,7	0,112	0,08	465	477	—	—	2,5	—	Ej.
119	AD	GA	2,7	788	1,6	20,9	136	15	450	4	0,8	0,025	0,10	455	450	500	16	4,0	0,14	Ej.
120	AD	GI	3,0	798	7,2	6,2	66	25	450	4	1,0	0,056	0,00	465	474	—	—	2,2	—	Ej. Comp.

[Tabla 8]

VELOCIDAD CALENTAMIENTO DE 600 A 750 °C	COMPONENTE ACERO	TIPO ACERO	ETAPA DE ALEACIÓN – ETAPA DE RECUBRIMIENTO												ENFRIAMIENTO – TEMPLADO - LAMINADO DE CORRECCIÓN			NOTA					
			ETAPA DE CALENTAMIENTO		PRIMERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		PROCESO DE TRANSFORMACIÓN DE LA BAINITA				ZONA DE PRE-CALENTAMIENTO		ZONA DE REDUCCIÓN		ZONA DE RECUBRIMIENTO				HORNO DE ALEACIÓN		SEGUNDA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	ETAPA DE TEMPLADO	LAMINADO EN FRÍO
			VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO DE 600 A 750°C	TEMPERATURA CALENTAMIENTO	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DE 750 A 650°C	TEMPERATURA ENFRIAMIENTO DESDE 650°C	TIEMPO DE RETENCIÓN DE 300 A 470°C	TENSIÓN DE CARGA	RADIO DE DOBLADO	NUMERO DE VECES DE PROCESADO	RELACIÓN DE AIRE		P(H ₂ O)/P(H ₂)		CANTIDAD EFECTIVA DE AL	TEMPERATURA DEL BAÑO DE RECUBRIMIENTO	TEMPERATURA ENTRADA DE LA CHAPA ACERO	TEMPERATURA DE ALEACIÓN	TIEMPO DE TRATAMIENTO	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO	TEMPERATURA DE TEMPLADO	RELACIÓN DE REDUCCIÓN	
			°C/s	°C	°C/s	°C/s	s	MPa	mm	Veces				% Masa	°C	°C	°C	°C	s	°C/s	°C	%	
121	AE	GI	3,2	787	3,7	7,0	74	13	450	3	1,1	0,061	0,09	465	454	—	—	—	—	2,6	—	—	Ej. Comp.
122	DE	GI	3,2	771	3,5	6,9	70	17	450	3	1,0	0,023	0,10	457	457	—	—	—	—	2,6	—	—	Ej. Comp.
123	AG	GI	3,4	768	3,8	6,8	68	15	450	3	1,0	0,069	0,08	467	467	—	—	—	—	2,9	—	—	Ej. Comp.
124	A	GA	3,0	807	1,7	29,0	119	145	300	4	0,9	0,055	0,10	482	456	514	20	20	3,5	—	—	—	Ej. Comp.
125	AH	—	EXPERIMENTO DETENIDO DEBIDO A LA ROTURA EN EL LAMINADO EN FRÍO															Ej. Comp.					
126	AI	GA	3,4	810	2,0	23,0	70	25	300	4	1,1	0,048	0,09	462	456	507	18	18	2,3	—	—	—	Ej. Comp.
127	AJ	—	EXPERIMENTO DETENIDO DEBIDO A LA GRIETA DE LA LOSA															Ej. Comp.					
128	AX	—	EXPERIMENTO DETENIDO DEBIDO A LA FRACTURA EN LA ZONA DE SOLDADURA EN LA ETAPA DE RECOCIDO EN CONTINUO															Ej. Comp.					

[Prueba de evaluación]

Con respecto a las chapas de acero de los ejemplos experimentales producidas por el método anterior, se realizó una prueba de evaluación de la siguiente manera, y los resultados se presentan en las Tablas 9 a 13 mostradas a continuación.

5 [Estructura de la chapa de acero]

Primero, se realizó una observación estructural de las chapas de acero de los ejemplos experimentales usando un microscopio electrónico de barrido (SEM, por sus siglas en inglés), se midieron las fracciones estructurales de las chapas de acero y las distancias promedio y los diámetros promedio de grano entre los granos de una fase de austenita retenida, los cuales se describen en la Tablas 9 a 13 mostradas a continuación. En la presente inversión, la identificación de la ferrita, de la martensita, de la perlita, de la cementita, de la bainita, de la austenita, y de una estructura restante y la observación de la posición existente y la medición de la fracción de área fueron tales que con un reactivo nital y un reactivo descrito en la Publicación de Documento de Patente japonesa abierta a inspección pública de Número 59-219473, se corroyó una sección transversal a la dirección del laminado de la chapa de acero o una sección transversal en la dirección ortogonal a la dirección del laminado, y se observó a una posición de $\frac{1}{4}$ del espesor de un espesor de chapa con 1.000 a 10.000 aumentos.

A continuación, se midió el número de granos cristalinos de la fase de la austenita retenida usando un análisis de alta resolución de la orientación cristalina mediante el método EBSD (por sus siglas en inglés) (Difracción de Retrodispersión de Electrones) a partir de los resultados de la observación estructural descrita anteriormente. Luego, se midió la distancia promedio entre los granos cristalinos de la fase de la austenita retenida en el intervalo de $10.000 \mu\text{m}^2$ o más mediante el establecimiento de {distancia promedio entre granos $L = (\text{área de observación})/[\text{número de granos cristalinos}]^{1/2}$ }. Además, se midió el diámetro promedio de grano de la fase de la austenita retenida obteniendo un área de cada grano cristalino entre 30 a 300 granos cristalinos de austenita retenida elegidos al azar, y obteniendo un diámetro de grano como un diámetro de círculo equivalente.

Además, la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida se obtuvo realizando una prueba de difracción de rayos X en las mismas condiciones que la medida descrita anteriormente para la fracción de área de la fase de la austenita retenida para así obtener una constante de red a de la fase de la austenita retenida, y usando la ecuación (1) descrita anteriormente.

[Espesor promedio de una capa descarburada en una parte de la capa superficial de la chapa de acero y una densidad promedio y un diámetro promedio de grano de los óxidos]

30 Con respecto al espesor promedio de una capa descarburada en una parte de la capa superficial de la chapa de acero, una sección transversal del espesor paralela a la dirección del laminado de cada chapa de acero se acabó como un espejo y se observó usando el FE-SEM (por sus siglas en inglés), se midieron los espesores de la capa descarburada en tres o más posiciones en una chapa de acero, y su valor promedio se tomó como el espesor promedio de la capa descarburada.

35 Además, con respecto a los óxidos en la capa descarburada, primero, de manera similar a lo anterior, una sección transversal del espesor paralela a la dirección del laminado se acabó como un espejo y se observó usando la FE-SEM, y posteriormente, se midió la densidad de los óxidos observando la capa descarburada en una cantidad de $7 \mu\text{m}^2$ y contando el número de óxidos. Los resultados se presentan en las Tablas 9 a 13 mostradas a continuación. Además, con respecto al tamaño de los óxidos, se promediaron los diámetros de círculo equivalente de 100 a 1.000 granos de óxido elegidos al azar, y esto se tomó como el diámetro promedio de grano.

40 "Inspección de la apariencia"

Con respecto a las chapas de acero producidas en el procedimiento descrito anteriormente, se realizó una inspección de sus apariencias. En este momento, con respecto a las apariencias de las superficies de la chapa de acero, se realizó un juicio visual sobre el estado de la ocurrencia de la delaminación, y los resultados se presentan con "○" y "X" en las Tablas 9 a 13. Téngase en cuenta que el símbolo "X" presentado en las Tablas 9 a 13 mostradas a continuación indica una chapa de acero en la que se observó una delaminación de un diámetro de 0,5 mm o más, y que se desvía de un intervalo de tolerancia de apariencia, y "○" indica otras chapas de acero con una apariencia que es prácticamente tolerable.

"Prueba de pelado del recubrimiento"

50 Con respecto a las chapas de acero producidas en el procedimiento anterior, se realizó una prueba de pelado del recubrimiento según el "Method of bend test for metallic materials" descrito en la norma JIS Z 2248 para evaluar la adhesividad del recubrimiento durante la etapa de procesado en el que se aplica una tensión de compresión a una chapa de acero. Específicamente, como se describe en el documento "Hot-dip galvanized Steel sheet manual, páginas 53-55", después de realizar una prueba de doblado en V a 60° con cada chapa de acero, se colocó una cinta en el interior de una parte doblada, y se despegó esta cinta. Luego, a partir del estado del pelado de la capa de revestimiento pelada con la cinta, se evaluó la adhesividad del recubrimiento, y los resultados se presentan en las Tablas 9 a 13

mostradas a continuación. Téngase en cuenta que "PRESENTE" indicado en las Tablas 9 a 13 mostradas a continuación denota una chapa de acero con un ancho de pelado de 7,0 mm o más que es prácticamente intolerable, y "-" denota otras chapas de acero con una adhesividad que es prácticamente tolerable. En la presente invención se usó como cinta la "Cellotape" (marca registrada) fabricada por Nichiban.

5 "Propiedad de corte mecánico (número límite de veces de punzonado)"

La chapa de acero de cada ejemplo experimental se laminó en frío, se recoció, y se recubrió de manera que su espesor es de 1,2 mm para procesar una chapa de acero con un espesor de chapa de 1,2 mm, posteriormente se realizó el punzonado de forma continua en las condiciones de una matriz con un diámetro de orificio de 10,3 mmφ, un material de punzón SKD11, un diámetro de punzón de 10 mmφ (separación 12,5 %), y se midió una altura de rebaba cada 50 veces. En este momento, el orificio del punzonado se dividió en cuatro en las posiciones de 0°, 90°, 180°, 270°, y la prueba se acaba en un punto cuando la altura de la rebaba en cualquier dirección supera 3,0 veces el valor inicial, y el número de veces de punzonado en este punto se define como un número límite de veces de punzonado. Téngase en cuenta que, en este ejemplo, con el fin de obtener varias relaciones de laminado en frío sin cambiar el espesor de la chapa de las chapas de acero del producto, se produjeron chapas de acero producto mientras se cambiaba de forma variable el espesor de las chapas de acero laminadas en caliente.

[Propiedad de tracción]

A partir de la chapa de acero de cada ejemplo experimental, se procesó una pieza de prueba No. 5 descrita en la norma JIS Z 2201, se midió la resistencia a la tracción (MPa) y el alargamiento total (%) según el método de prueba descrito en el norma JIS Z 2241, y además se midió el límite elástico (MPa) con un método de prueba descrito en la norma JIS G 0202.

Además, en relación con el valor n (coeficiente de endurecimiento por trabajo), a partir de los resultados de la prueba de resistencia a la tracción, se leyó la tensión nominal en un punto donde la deformación nominal es del 3 % al 7 %, la tensión nominal y la deformación nominal se convirtieron en una tensión verdadera y en una deformación verdadera, respectivamente, y el valor n se obtiene según la ecuación $\{n = \log (\sigma_{7\%}/\sigma_{4\%}) / \log (\epsilon_{7\%}/\epsilon_{4\%})\}$. Sin embargo, en relación con una chapa de acero con un alargamiento uniforme de menos del 7 %, se obtuvo según la ecuación anterior a partir de dos puntos, el punto de la deformación nominal del 3 % y el punto donde es máxima una tensión de tracción.

Los resultados de las pruebas de evaluación anteriores se presentan en las Tablas 9 a 13 mostradas a continuación.

[Tabla 9]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE del ACERO	TIPO DE ACERO	ESTRUCTURA DE LA CHAPA DE ACERO										PARTE DE LA CAPA SUPERFICIAL DE LA CHAPA DE ACERO					PROPIEDAD DE TRACCIÓN					NOTA
			FRACCIÓN ESTRUCTURAL						AUSTENITA RETENIDA				ESPAESOR DE LA CAPA DESCARBURADA µm	DENSIDAD DE ÓXIDOS Óxidos/m ²	DIÁMETRO PROMEDIO DE GRANO DE ÓXIDO nm	INSPECCIÓN DE LA APARICIENCIA	LÍMITE DE FLUENCIA MPa	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN MPa	ALARGAMIENTO TOTAL %	VALOR n	PRUEBA DE PELADO DEL RECUBRIMIENTO	N.º LÍMITE DE VECES DE PUNZONADO	
FERRITA	BAINITA	FERRITA BAINÍTICA	MARTENSITA	MARTENSITA TEMPLADA	AUSTENITA RETENIDA	OTROS	CANTIDAD DEL CARBONO DE LA SOLUCIÓN SÓLIDA	DISTANCIA PROMEDIO INTERGRANOS	DIÁMETRO PROMEDIO GRANO	% Masa	%	%											%
1	A	GI	75	3	9	5	0	8	0	0,90	2,2	0,7	1,05	1,6E+13	75	○	348	934	24	0,165	—	950	Ej.
2	A	GA	58	2	14	16	2	7	1	0,85	3,0	0,9	0,93	2,6E+13	68	○	654	1.179	17	0,103	—	900	Ej.
3	A	GA	57	2	28	5	0	7	1	0,94	4,0	1,2	1,31	2,4E+13	64	○	611	1.162	17	0,113	—	950	Ej.
4	A	GI	23	0	33	36	0	5	3	0,92	3,3	0,8	2,80	3,7E+13	65	○	1.063	1.361	13	0,059	—	1.100	Ej. Comp.
5	B	GI	48	4	27	6	0	13	2	0,85	3,7	1,5	0,28	7,3E+12	69	○	655	1.087	20	0,123	—	850	Ej.
6	B	GA	49	0	35	4	1	11	0	0,90	2,0	0,8	0,59	1,9E+13	72	○	665	1.141	18	0,113	—	900	Ej.
7	B	GA	41	2	30	10	5	11	1	0,91	2,2	0,8	6,94	1,7E+13	92	○	854	1.239	16	0,102	—	1.150	Ej.
8	B	GI	44	8	37	2	0	9	0	1,16	2,7	0,9	1,52	8,7E+12	82	○	743	1.134	18	0,110	—	400	Ej. Comp.
9	C	GI	60	4	21	4	0	11	0	0,93	3,9	1,5	1,75	4,0E+13	49	○	645	1.198	17	0,127	—	1.050	Ej.
10	C	GA	49	3	30	3	0	13	2	0,95	1,5	0,6	0,95	3,0E+13	71	○	875	1.285	15	0,104	—	950	Ej.
11	C	GA	50	2	30	8	0	10	0	0,93	1,3	0,5	2,60	6,2E+13	42	○	873	1.437	13	0,087	—	800	Ej.
12	C	GI	54	4	27	4	0	11	0	0,90	2,1	0,8	0,00	4,3E+11	152	X	754	1.353	14	0,086	—	300	Ej. Comp.
13	D	GI	46	5	30	4	0	13	2	0,79	1,8	0,7	1,42	6,3E+12	76	○	774	1.233	16	0,099	—	900	Ej.
14	D	GA	48	3	26	5	0	17	1	0,81	3,3	1,5	1,03	9,6E+12	51	○	849	1.428	13	0,097	—	850	Ej.
15	D	GA	46	13	28	4	0	9	0	0,81	1,7	0,6	2,41	1,4E+13	81	○	919	1.317	14	0,093	—	950	Ej.
16	D	GI	42	1	26	8	4	14	3	0,88	2,2	0,9	2,91	1,3E+13	75	○	976	1.455	13	0,076	—	950	Ej. Comp.
17	E	GA	65	8	18	2	0	7	0	0,86	1,7	0,5	1,05	6,6E+13	58	○	434	958	23	0,163	—	1.050	Ej.
18	E	GI	78	0	9	4	0	9	0	0,90	3,1	1,1	3,13	8,3E+13	47	○	334	910	25	0,196	—	1.350	Ej.

19	E	GA	69	8	17	2	0	4	0	0,89	3,5	0,8	2,41	5,1E+13	56	○	419	925	24	0,163	—	1.150	Ej.
20	E	GI	66	0	22	5	0	6	1	0,81	<u>9,6</u>	<u>2,6</u>	2,12	2,6E+13	87	○	485	1.027	21	0,155	—	<u>600</u>	<u>Ej. Comp.</u>
21	F	GA	73	2	13	4	0	8	0	0,84	1,9	0,6	2,07	2,3E+13	50	○	574	942	24	0,177	—	1.100	Ej.
22	F	GI	74	0	15	3	0	8	0	0,83	2,8	0,9	1,91	2,4E+13	96	○	542	936	24	0,170	—	1.000	Ej.
23	F	GA	81	0	14	0	0	5	0	0,89	2,0	0,5	2,05	2,1E+13	74	○	510	911	24	0,177	—	1.050	Ej.
24	F	GI	66	1	22	4	0	7	0	0,81	<u>12,9</u>	<u>3,7</u>	2,21	1,7E+13	72	○	598	952	23	0,145	—	<u>600</u>	<u>Ej. Comp.</u>
25	G	GI	47	7	23	8	0	15	0	0,84	2,4	1,1	1,29	1,9E+13	96	○	813	1.164	18	0,126	—	900	Ej.
26	G	GI	44	7	28	0	8	13	0	0,80	1,4	0,6	5,11	1,8E+13	89	○	897	1.151	18	0,107	—	1.100	Ej.
27	G	GA	48	21	17	3	0	11	0	0,86	2,7	1,0	1,94	1,2E+13	94	○	818	1.166	18	0,155	—	900	Ej.
28	G	GI	44	7	25	10	0	13	1	0,94	1,5	0,6	0,05	<u>6,1E+11</u>	<u>137</u>	○	952	1.332	15	0,092	—	<u>350</u>	<u>Ej. Comp.</u>
29	H	GA	64	11	12	8	0	5	0	0,80	2,7	0,7	3,36	9,3E+12	82	○	510	1.047	20	0,130	—	1.000	Ej.
30	H	GI	67	5	18	3	1	5	1	0,82	4,3	1,1	1,90	8,7E+12	78	○	517	1.067	19	0,133	—	950	Ej.

[Tabla 10]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE DEL ACERO	TIPO DE ACERO	ESTRUCTURA DE LA CHAPA DE ACERO										PARTE DE LA CAPA SUPERFICIAL DE LA CHAPA DE ACERO						PROPIEDAD DE TRACCIÓN						NOTA								
			FRACCIÓN ESTRUCTURAL							AUSTENITA RETENIDA			ESPAESOR DE LA CAPA DESCARBURADA		DENSIDAD DE ÓXIDOS		DIÁMETRO PROMEDIO DE GRANO DE ÓXIDO		INSPECCIÓN DE LA APARIENCIA		LÍMITE DE FLUENCIA	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN	ALARGAMIENTO TOTAL	VALOR n		PRUEBA DE PELADO DEL RECUBRIMIENTO	N.º LÍMITE DE VECES DE PUNZONADO						
			FERRITA	BAINITA	FERRITA BAINÍTICA	MARTENSITA	MARTENSITA TEMPLADA	AUSTENITA RETENIDA	OTROS	CANTIDAD DEL CARBONO DE LA SOLUCIÓN SÓLIDA	DISTANCIA PROMEDIO INTERGRANOS	DIÁMETRO PROMEDIO GRANO	% Masa	%	%	%	%	µm	µm	µm	µm	µm	µm	Óxidos/m ²	mm	mm	mm	MPa	MPa	%			Veces
31	H	GA	58	4	27	7	0	0	4	0	0,82	4,0	0,9	2,39	8,6E+12	67	○	○	539	1.004	21	0,144	—	—	1.000	Ej.							
32	H	GI	56	6	20	0	10	6	2	0,77	4,9	1,4	1,31	4,6E+12	75	○	○	803	1.214	16	0,113	—	—	850	Ej.								
33	I	GI	60	9	13	8	0	9	1	0,96	1,4	0,5	2,60	4,4E+13	72	○	○	678	1.267	15	0,112	—	—	1.100	Ej.								
34	I	GA	55	3	15	15	2	10	0	0,86	2,7	1,0	3,14	5,5E+13	64	○	○	822	1.444	12	0,084	—	—	1.150	Ej.								
35	I	GA	63	0	21	7	0	8	1	0,85	2,5	0,8	0,98	1,5E+13	56	○	○	618	1.262	15	0,109	—	—	900	Ej.								
36	I	GI	91	0	0	0	0	3	6	0,79	4,6	0,8	2,15	1,7E+13	61	○	○	350	712	23	0,151	—	—	1.100	Ej. Comp.								
37	J	GI	49	7	19	14	0	10	1	0,89	1,6	0,6	1,90	3,3E+13	51	○	○	868	1.406	13	0,082	—	—	1.050	Ej.								
38	J	GA	55	19	20	0	0	4	2	0,94	3,7	0,9	1,95	4,9E+13	65	○	○	570	1.006	21	0,142	—	—	1.100	Ej.								
39	J	GA	44	11	33	0	2	9	1	0,94	4,2	1,4	4,15	6,6E+13	66	○	○	806	1.231	16	0,089	—	—	1.300	Ej.								
40	J	GI	53	8	21	7	0	11	0	0,80	3,7	1,4	1,63	2,9E+13	69	○	○	711	1.227	16	0,107	—	—	950	Ej. Comp.								
41	K	GI	55	2	21	11	0	10	1	0,83	2,3	0,8	1,07	2,3E+13	69	×	×	686	1.271	15	0,094	—	—	900	Ej.								
42	K	GI	55	6	19	6	0	11	3	0,95	3,6	1,3	1,67	6,0E+13	50	○	○	779	1.359	14	0,091	—	—	1.100	Ej.								
43	K	GA	65	6	11	10	0	8	0	0,90	3,3	1,1	2,79	3,6E+13	50	○	○	673	1.335	14	0,099	—	—	1.150	Ej.								
44	K	GI	53	4	23	11	0	9	0	0,84	9,6	3,2	1,29	4,4E+13	66	○	○	734	1.274	15	0,095	—	—	350	Ej. Comp.								
45	L	GI	62	0	15	9	3	11	0	0,90	4,6	1,7	0,12	1,4E+13	42	○	○	735	1.415	13	0,087	—	—	800	Ej.								
46	L	GI	51	6	25	5	0	13	0	0,91	2,9	1,2	1,30	6,3E+13	43	○	○	894	1.384	14	0,089	—	—	1.050	Ej.								
47	L	GA	57	12	19	4	0	8	0	0,90	4,1	1,3	1,36	2,8E+13	50	○	○	669	1.207	17	0,106	—	—	1.000	Ej.								
48	L	GA	57	7	14	10	0	11	1	0,90	2,0	0,7	2,08	1,6E+14	80	○	○	720	1.389	13	0,081	PRESENTE	—	1.150	Ej. Comp.								

49	M	GI	62	0	22	5	0	9	2	0,84	3,0	1,0	3,54	6,5E+13	76	○	545	1.065	20	0,123	—	1.200	Ej.
50	M	GI	53	5	31	0	3	8	0	0,88	4,6	1,5	1,75	3,7E+13	47	○	707	1.214	16	0,102	—	1.050	Ej.
51	M	GA	54	20	14	6	0	6	0	0,91	3,9	1,1	0,68	2,2E+13	66	○	669	1.162	17	0,106	—	900	Ej.
52	M	GI	58	26	16	0	0	0	0	0,81	—	—	1,31	3,0E+13	41	○	427	<u>842</u>	16	0,116	—	>2.000	<u>Ej. Comp.</u>
53	N	GI	70	0	16	7	0	7	0	0,82	2,7	0,8	2,07	1,0E+13	71	○	482	1.115	18	0,133	—	950	Ej.
54	N	GI	76	2	9	6	0	7	0	0,84	3,7	1,1	3,47	1,5E+13	66	○	343	994	22	0,178	—	1.100	Ej.
55	N	GA	67	4	20	3	0	5	1	0,84	1,8	0,5	1,40	1,2E+13	89	○	488	928	24	0,170	—	950	Ej.
56	N	GA	65	3	19	7	0	6	0	0,93	2,1	0,6	1,80	1,4E+13	70	⊗	520	1.140	18	0,126	—	950	<u>Ej. Comp.</u>
57	O	GI	61	8	20	4	0	7	0	0,75	2,4	0,7	1,57	3,8E+12	87	○	551	1.076	19	0,123	—	900	Ej.
58	O	GA	60	23	5	2	0	6	4	0,81	4,0	1,1	2,00	7,2E+12	77	○	506	1.002	21	0,137	—	950	Ej.
59	O	GA	49	14	18	13	0	5	1	0,77	4,8	1,2	1,51	6,4E+12	85	○	698	1.145	17	0,098	—	850	Ej.
60	O	GI	47	18	23	1	0	1	10	0,73	8,2	0,7	3,70	6,4E+12	98	○	533	885	17	0,089	—	1.000	<u>Ej. Comp.</u>

[Tabla 11]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE DEL ACERO	TIPO DE ACERO	ESTRUCTURA DE LA CHAPA DE ACERO										PARTE DE LA CAPA SUPERFICIAL DE LA CHAPA DE ACERO					PROPIEDAD						NOTA																	
			FRACCIÓN ESTRUCTURAL						AUSTENITA RETENIDA				ESPOR DE LA CAPA DESCARBURADA		DENSIDAD DE ÓXIDOS		DIÁMETRO PROMEDIO DE GRANO DE ÓXIDO		INSPECCIÓN DE LA APARIENCIA		PROPIEDAD DE TRACCIÓN																				
		FERRITA		BAINITA		FERRITA BAINITICA		MARTENSITA		MARTENSITA TEMPLADA		AUSTENITA RETENIDA		OTROS		CANTIDAD DEL CARBONO DE LA SOLUCIÓN SÓLIDA		DISTANCIA PROMEDIO INTERGRANOS		DIÁMETRO PROMEDIO GRANO		ESPOR DE LA CAPA DESCARBURADA		DENSIDAD DE ÓXIDOS		DIÁMETRO PROMEDIO DE GRANO DE ÓXIDO		INSPECCIÓN DE LA APARIENCIA		LÍMITE DE FLUENCIA		RESISTENCIA A LA TRACCIÓN		ALARGAMIENTO TOTAL		VALOR σ_s		PRUEBA DE PELADO DEL RECUBRIMIENTO		N.º LÍMITE DE VECES DE PUNZONADO	
		%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	Masa	µm	µm	µm	µm	µm	µm	µm	nm	nm	○	○	MPa	MPa	%	%	MPa	MPa	%	%	—	—	Veces	Veces	
61	P	GA	63	15	10	7	0	4	1	0,79	3,3	0,8	0,51	1,3E+13	70	○	565	1.110	18	0,118	—	—	850	Ej.																	
62	P	GI	58	6	24	2	3	7	0	0,86	1,9	0,8	1,67	3,8E+13	76	○	657	1.146	18	0,123	—	—	1.000	Ej.																	
63	P	GA	62	8	13	8	0	6	3	0,89	2,9	0,8	2,21	1,8E+13	78	○	514	993	22	0,141	—	—	1.000	Ej.																	
64	P	GI	48	9	23	12	0	8	0	0,86	9,0	2,9	2,40	2,0E+13	86	○	747	1.226	16	0,097	—	—	250	Ej.Comp.																	
65	Q	GA	45	33	0	12	0	8	2	0,93	2,5	0,8	0,46	1,1E+13	62	○	866	1.384	13	0,081	—	—	950	Ej.																	
66	Q	GI	53	2	31	1	0	12	1	0,98	3,8	1,5	1,81	1,1E+13	80	○	624	1.115	19	0,126	—	—	900	Ej.																	
67	Q	GA	40	12	33	0	3	12	0	0,89	3,5	1,4	1,40	1,3E+13	75	○	820	1.214	17	0,104	—	—	900	Ej.																	
68	Q	GI	45	9	23	8	0	14	1	0,77	2,1	0,9	19,0	5,1E+13	87	○	672	1.151	18	0,121	—	—	1.200	Ej.Comp.																	
69	R	GI	54	2	23	8	0	13	0	0,92	1,7	0,7	1,63	1,9E+14	45	○	733	1.282	15	0,097	—	—	1.300	Ej.																	
70	R	GA	56	6	17	5	0	15	1	0,92	2,4	1,0	3,19	4,9E+14	37	○	724	1.301	15	0,099	—	—	900	Ej.																	
71	R	GA	44	7	35	2	0	12	0	0,99	4,4	1,7	2,40	6,0E+14	39	○	826	1.312	15	0,090	—	—	1.200	Ej.																	
72	R	GA	51	18	14	0	0	1	16	0,64	9,4	1,1	2,31	1,4E+14	33	X	531	860	26	0,161	PRESENTE	—	1.450	Ej.Comp.																	
73	S	GA	51	4	27	5	0	12	1	0,83	3,5	1,4	3,36	3,2E+13	60	○	846	1.292	15	0,098	—	—	1.150	Ej.																	
74	S	GI	52	8	30	3	0	9	0	0,79	4,7	1,6	2,28	2,2E+13	86	○	850	1.319	14	0,083	—	—	950	Ej.																	
75	S	GA	56	0	19	0	13	11	1	0,81	2,5	0,9	2,81	1,7E+13	68	○	1089	1.409	13	0,094	—	—	1.000	Ej.																	
76	S	GI	44	8	23	9	0	14	2	0,81	8,0	3,3	2,17	2,6E+13	62	○	957	1.408	13	0,091	—	—	500	Ej.Comp.																	
77	T	GI	50	0	29	7	0	12	2	0,93	2,0	0,8	2,19	1,9E+13	77	○	717	1.248	16	0,107	—	—	1.000	Ej.																	
78	T	GI	46	6	27	7	0	13	1	0,87	3,8	1,6	1,83	2,1E+13	84	○	926	1.420	13	0,088	—	—	900	Ej.																	

79	T	GA	53	8	19	5	0	14	1	0,98	2,4	1,0	3,43	3,0E+13	71	○	787	1.305	15	0,108	—	1.100	Ej.
80	T	GI	45	8	24	11	0	12	0	0,84	6,9	2,7	2,18	3,1E+13	100	○	880	1.390	13	0,083	—	350	Ej. Comp.
81	U	GI	59	12	13	8	0	8	0	0,81	1,9	0,6	0,14	3,1E+12	53	○	650	1.091	19	0,130	—	850	Ej.
82	U	GI	59	9	11	12	0	7	2	0,79	4,6	1,3	1,27	5,4E+12	85	○	760	1.292	14	0,082	—	850	Ej.
83	U	GA	50	13	25	6	0	8	0	0,96	2,5	0,7	2,65	1,5E+13	89	○	774	1.163	17	0,111	—	1.000	Ej.
84	U	GI	50	4	22	14	2	8	0	0,88	3,5	1,1	11,5	2,9E+13	83	X	790	1.192	17	0,107	—	400	Ej. Comp.
85	V	GI	50	10	20	6	0	14	0	0,90	3,3	1,4	2,64	1,6E+14	75	○	739	1.263	16	0,105	—	1.250	Ej.
86	V	GI	48	3	18	0	21	10	0	0,89	2,0	0,7	2,82	1,5E+14	55	○	978	1.215	16	0,109	—	1.350	Ej.
87	V	GA	50	0	23	14	0	12	1	0,88	4,0	1,5	1,98	1,1E+14	58	○	775	1.366	14	0,083	—	1.150	Ej.
88	V	GI	55	5	17	8	0	15	0	0,97	5,8	2,5	2,48	4,1E+13	73	○	702	1.270	16	0,102	—	550	Ej. Comp.
89	W	GI	83	0	7	3	0	7	0	0,93	3,1	0,9	2,61	9,7E+13	63	○	278	928	24	0,186	—	1.250	Ej.
90	W	GA	67	0	16	11	0	5	1	0,89	4,1	1,0	2,29	4,4E+13	54	○	516	1.081	19	0,132	—	1.150	Ej.

[Tabla 12]

EXEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE DEL ACERO	TIPO DE ACERO	ESTRUCTURA DE LA CHAPA DE ACERO										PARTE DE LA CAPA SUPERFICIAL DE LA CHAPA DE ACERO						PROPIEDAD						NOTA	
			FRACCIÓN ESTRUCTURAL						AUSTENITA RETENIDA				ESPAESOR DE LA CAPA DESCARBURADA		DENSIDAD DE ÓXIDOS		INSPECCIÓN DE LA APARIENCIA		PROPIEDAD DE TRACCIÓN		PRUEBA DE PELADO DEL RECUBRIMIENTO		N.º LÍMITE DE VECES DE PUNZONADO			
			FERRITA	BAINITA	FERRITA BAINÍTICA	MARTENSITA	MARTENSITA TEMPLADA	AUSTENITA RETENIDA	OTROS	CANTIDAD DEL CARBONO DE LA SOLUCIÓN SÓLIDA	DISTANCIA PROMEDIO INTERGRANOS	DIÁMETRO PROMEDIO GRANOS	ESPAESOR DE LA CAPA DESCARBURADA	DIÁMETRO PROMEDIO DE GRANO DE ÓXIDO	INSPECCIÓN DE LA APARIENCIA	LÍMITE DE FLUENCIA	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN	ALARGAMIENTO TOTAL	VALOR n	PRUEBA DE PELADO DEL RECUBRIMIENTO	N.º LÍMITE DE VECES DE PUNZONADO					
91	W	GA	62	6	24	0	0	0	8	0	0	0	0,95	3,9	1,3	3,48	9,5E+13	61	○	511	987	22	0,151	—	1.300	Ej.
92	W	GA	64	11	19	0	0	0	6	0	0	1,09	1,4	0,4	1,80	3,5E+13	65	○	432	908	25	0,171	—	350	Ej. Comp.	
93	X	GI	49	10	21	7	0	0	11	2	0	0,78	3,2	1,2	2,87	8,0E+13	45	○	878	1.256	16	0,095	—	1.300	Ej.	
94	X	GI	54	10	23	0	0	0	13	0	0	0,94	1,6	0,7	5,08	5,2E+13	61	○	820	1.240	16	0,112	—	1.350	Ej.	
95	X	GA	54	13	15	6	2	0	10	0	0	0,86	3,5	1,2	2,05	3,6E+13	51	○	975	1.407	13	0,082	—	1.050	Ej.	
96	X	GI	50	3	14	25	7	0	1	0	0	0,61	8,0	0,7	1,88	1,3E+14	72	○	1.087	1.459	11	0,060	—	900	Ej. Comp.	
97	Y	GI	57	7	25	4	0	0	7	0	0	0,90	4,5	1,3	2,97	2,0E+13	84	○	614	1.093	19	0,122	—	1.000	Ej.	
98	Y	GI	62	0	16	12	2	0	8	0	0	0,81	3,3	1,1	1,30	1,9E+13	44	○	638	1.192	17	0,111	—	1.000	Ej.	
99	Y	GA	66	5	13	7	0	0	9	0	0	0,81	2,3	0,8	2,40	2,6E+13	57	○	515	1.096	19	0,125	—	1.100	Ej.	
100	Y	GI	69	3	10	8	0	0	8	2	0	0,92	9,0	2,9	1,83	3,1E+13	73	○	469	1.082	19	0,140	—	500	Ej. Comp.	
101	Z	GI	58	3	18	7	0	0	12	2	0	0,88	2,9	1,1	1,10	2,2E+13	80	○	590	1.139	18	0,130	—	900	Ej.	
102	Z	GI	46	8	28	4	0	0	14	0	0	0,93	2,7	1,1	0,53	4,2E+13	51	○	1.009	1.453	13	0,082	—	850	Ej.	
103	Z	GA	49	9	23	2	0	0	16	1	0	0,92	1,2	0,6	0,06	1,8E+13	69	○	762	1.242	17	0,112	—	850	Ej.	
104	Z	GI	53	5	23	6	0	0	12	1	0	0,91	6,5	2,5	1,81	5,4E+13	40	○	707	1.194	17	0,114	—	450	Ej. Comp.	
105	AA	GI	66	0	25	2	0	0	6	1	0	0,88	2,6	0,7	3,05	4,9E+13	70	○	520	1.098	19	0,132	—	1.150	Ej.	
106	AA	GI	56	13	18	8	0	0	4	1	0	0,81	3,9	0,9	2,07	2,2E+13	72	○	642	1.191	16	0,095	—	1.000	Ej.	
107	AA	GA	62	4	16	11	0	0	7	0	0	0,82	4,9	1,4	1,38	3,1E+13	88	○	571	1.131	18	0,132	—	950	Ej.	
108	AA	GI	64	15	14	1	0	0	0	6	0	0,91	3,8	0,8	2,24	3,5E+13	66	○	443	844	16	0,076	—	1.100	Ej. Comp.	

109	AB	GI	58	18	7	5	0	12	0	0,94	2,0	0,8	1,54	7,4E+13	53	○	693	1.394	13	0,097	—	1.100	Ej.
110	AB	GI	55	3	25	3	0	14	0	0,90	2,4	1,0	2,82	8,6E+13	55	○	699	1.271	16	0,116	—	1.250	Ej.
111	AB	GA	64	0	13	13	0	9	1	0,85	3,1	1,0	0,81	9,8E+13	57	○	649	1.368	13	0,098	—	950	Ej.
112	AB	GI	50	11	17	8	0	13	1	0,93	11,8	4,9	1,43	8,0E+13	39	○	773	1.319	15	0,103	—	<u>350</u>	Ej. Comp.
113	AC	GI	68	5	14	3	0	10	0	0,88	1,6	0,6	2,87	3,0E+13	83	○	498	1.033	21	0,137	—	1.100	Ej.
114	AC	GA	49	12	23	1	2	12	1	0,92	3,3	1,3	8,23	6,7E+13	89	○	798	1.276	15	0,093	—	900	Ej.
115	AC	GA	53	7	25	5	0	9	1	0,84	1,3	0,4	1,58	1,6E+13	71	○	764	1.279	15	0,088	—	950	Ej.
116	AC	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Ej. Comp.
EXPERIMENTO DETENIDO DEBIDO A LA FRACTURA DE LA CHAPA DE ACERO EN EL LAMINADO EN FRÍO																							
117	AD	GA	47	6	15	19	3	8	2	0,86	1,7	0,5	1,34	7,1E+13	38	○	807	1.296	15	0,098	—	950	Ej.
118	AD	GI	66	0	12	10	0	10	2	0,93	2,2	0,8	2,83	8,1E+13	63	○	550	1.212	17	0,120	—	1.100	Ej.
119	AD	GA	63	2	21	6	0	8	0	0,90	3,3	1,1	1,87	7,3E+13	55	○	611	1.124	18	0,120	—	1.000	Ej.
120	AD	GI	59	9	13	11	0	9	0	0,82	2,8	1,0	1,41	1,1E+14	55	○	665	1.269	15	0,095	PRESENTE	1.100	Ej. Comp.

[Tabla 13]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE DEL ACERO	TIPO DE ACERO	ESTRUCTURA DE LA CHAPA DE ACERO										PARTE DE CAPA SUPERFICIAL DE LA CHAPA DE ACERO					PROPIEDAD						NOTA				
			FRACCIÓN ESTRUCTURAL							AUSTENITA RETENIDA			ESPAESOR DE LA CAPA DESCARBURADA		DENSIDAD DE ÓXIDOS		DIÁMETRO PROMEDIO DE GRANO DE ÓXIDO		INSPECCIÓN DE APARIENCIA		PROPIEDAD DE TRACCIÓN							
			FERRITA	BAINITA	FERRITA BAINITICA	MARTENSITA	MARTENSITA TEMPLADA	AUSTENITA RETENIDA	OTROS	CANTIDAD DEL CARBONO DE LA SOLUCIÓN SÓLIDA	DISTANCIA PROMEDIO INTERGRANOS	DIÁMETRO PROMEDIO GRANO	% Masa	µm	µm	µm	µm	µm	µm	nm	MPa	MPa	MPa	%	VALOR n	PRUEBA DE PELADO DEL RECUBRIMIENTO	N.º LÍMITE DE VECES DE PUNZONADO	Veces
121	AE	GI	88	0	5	3	0	4	0	0,82	4,4	1,0	1,54	1,7E+13	67	○	371	755	31	0,239	—	—	—	—	1.000	Ei. Comp.		
122	AF	GI	31	3	33	7	0	26	0	0,84	1,4	0,8	1,07	5,2E+13	63	○	1.327	1.814	11	0,073	—	—	—	—	950	Ei. Comp.		
123	AG	GI	87	0	3	1	0	9	0	0,86	0,9	0,3	1,70	8,9E+12	74	○	460	829	29	0,234	—	—	—	—	1.050	Ei. Comp.		
124	A	GA	EXPERIMENTO DETENIDO DEBIDO A LA DESVIACIÓN DEL ESPESOR DE LA CHAPA																							Ei. Comp.		
125	AH	—	EXPERIMENTO DETENIDO DEBIDO A LA FRACTURA EN EL LAMINADO EN CALIENTE																							Ei. Comp.		
126	AI	GA	61	11	15	5	0	6	2	0,84	1,9	0,8	2,58	1,2E+11	212	○	421	930	21	0,153	—	—	—	—	400	Ei. Comp.		
127	AJ	—	EXPERIMENTO DETENIDO DEBIDO A LA GRIETA EN LA LOSA																							Ei. Comp.		
128	AK	—	EXPERIMENTO DETENIDO DEBIDO A LA FRACTURA EN LA ZONA DE SOLDADURA EN UNA ETAPA DE RECOCIDO EN CONTINUO																							Ei. Comp.		

[Resultados de la evaluación]

5 Como se ilustra en las Tablas 9 a 13, en las chapas de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y en las chapas de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia de los ejemplos con los componentes del acero definidos en la presente invención y producidas por las condiciones de fabricación definidas en la presente invención (ejemplos de la presente invención: ver la columna de Nota en las Tablas 1 a 13), la fracción en volumen de la fase de la ferrita y de la fase de la austenita retenida en la estructura de la chapa de acero, la cantidad del carbono de la solución sólida, el diámetro promedio de grano, y la distancia promedio entre granos en la fase de la austenita retenida, y el espesor promedio de la capa descarbonada, el diámetro promedio de grano, y la densidad promedio de los óxidos en la capa descarbonada, así como el coeficiente de endurecimiento por trabajo (valor n) todos ellos estaban dentro de los intervalos definidos en la reivindicación 1 de la presente invención. Luego, las chapas de acero de la presente invención sobresalen en la propiedad de apariencia de la superficie del recubrimiento, y en la propiedad de pelado, y sobresalen en las propiedades de límite elástico, resistencia a la tracción, alargamiento total, y valor n, y además el número límite de veces de punzonado es en todas ellas 650 veces o más, lo que demuestra que son excelentes en la propiedad de corte mecánico. Por lo tanto, a partir de estos resultados de la evaluación, se encontró que la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia de la presente invención tienen excelente ductilidad y propiedad de corte mecánico mientras aseguran la resistencia a la tracción máxima de 900 MPa.

20 Por otro lado, la chapa de acero galvanizado en caliente y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de los ejemplos comparativos no satisfacen alguno de los componentes del acero y de las condiciones de fabricación definidas en la presente invención, y no satisfacen una o más de las propiedades de la chapa de acero definidas en la presente invención. Por lo tanto, los ejemplos comparativos, como se describirán a continuación, dan como resultado que cualquier elemento de las propiedades de tracción o cualquier elemento de la apariencia de la chapa de acero y de la propiedad de pelado del recubrimiento no satisfacen las propiedades objetivo.

25 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 4, la velocidad promedio de enfriamiento de 750 a 650°C en la etapa de recocido supera el intervalo definido de la presente invención, y la fracción en volumen de la fase de la ferrita en la estructura de la chapa de acero es más baja que el intervalo definido de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un bajo valor n de 0,059, lo que demuestra que tiene una ductilidad inferior.

30 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 8, el tiempo de retención de 300 a 470°C en la etapa de recocido supera en gran medida el intervalo definido de la presente invención, y la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida supera en gran medida el intervalo definido de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado bajo, 400 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

35 La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 12 se hace pasar a través de una atmósfera en la que la relación de las presiones parciales $\{P(H_2O)/P(H_2)\}$ entre la del vapor de agua y la del hidrógeno en la zona de reducción en la etapa de recocido es cero y apenas contiene vapor de agua, y no se genera la capa descarbonada en la parte de la capa superficial de la chapa de acero. Además, dado que el diámetro promedio de grano de los óxidos es grande, la densidad de los óxidos es baja. El espesor promedio de la capa descarbonada, el diámetro promedio de grano de los óxidos, y la densidad de los óxidos de todas ellas se desvían de los intervalos definidos de la presente invención, y esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado significativamente bajo, 300 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

40 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 16, la temperatura máxima de calentamiento de la losa en la etapa de laminado en caliente es más baja que el intervalo definido de la presente invención, y esto da como resultado un valor n de 0,076 que es más bajo que el intervalo definido de la presente invención, lo que prueba que tiene una ductilidad inferior.

45 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 20, la velocidad promedio de enfriamiento en la etapa de recocido es más baja que los intervalos definidos de la presente invención, y el diámetro promedio de grano y la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida superan ambos los intervalos definidos de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado bajo, 600 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

50 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 24, la velocidad promedio de calentamiento de 600 a 750°C en la etapa de recocido supera en gran medida el intervalo definido de la presente invención, y el diámetro promedio de grano y la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida superan ambos los intervalos definidos de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado bajo, 600 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

55 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 28, la cantidad de aire es pequeña porque la relación de aire de la zona de precalentamiento en la etapa de recocido es 0,4, que es más baja que el intervalo definido de la presente invención y, por lo tanto, la generación de óxidos en la capa descarbonada no

es apropiada. Es decir, el diámetro promedio de grano de los óxidos es grande y, por lo tanto, la densidad de los óxidos es baja, lo que se desvía para ambos valores del intervalo definido de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado significativamente bajo, 350 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

- 5 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 36, la temperatura máxima de calentamiento en la etapa de recocido es más baja que el intervalo definido de la presente invención y, por lo tanto, la fracción en volumen de la fase de la ferrita en la estructura de la chapa de acero es del 91 %, lo que supera el intervalo definido de la presente invención. Mientras tanto, la fracción en volumen de otra estructura es muy pequeña. Por lo tanto, esto dio como resultado muy bajos límite de fluencia y resistencia a la tracción entre las propiedades de tracción, lo que demuestra que tiene una propiedad de resistencia inferior.

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 40, la cantidad efectiva de Al en el baño de recubrimiento en la etapa de recubrimiento supera el intervalo definido de la presente invención, y, por lo tanto, hay muchas posiciones donde se produjo la falta de recubrimiento, lo que resulta en una "X" en la prueba de la apariencia.

- 15 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado del ejemplo experimental 44, la temperatura de parada del enfriamiento en la etapa de laminado en caliente es más baja que el intervalo definido de la presente invención, y tanto el diámetro promedio de grano como la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida superan los intervalos definidos de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite del número de veces de punzonado significativamente bajo, 350 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado del ejemplo experimental 48 es un ejemplo en el que el tiempo de tratamiento cuando se realiza el tratamiento de aleación en la capa de recubrimiento después de la etapa de recubrimiento es demasiado largo y, por lo tanto, se produjo un pelado del recubrimiento en el ensayo del pelado del recubrimiento.

- 25 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 52, la velocidad promedio de enfriamiento de 750 a 650°C en la etapa de recocido es más baja que el intervalo definido de la presente invención, la fracción en volumen de la fase de la bainita y de la fase de la ferrita bainítica en la estructura de la chapa de acero son grandes, y mientras tanto no se generan la fase de la martensita, la fase de la martensita templada, la fase de la austenita retenida, y otras fases. Por lo tanto, esto dio como resultado bajos límite de fluencia y resistencia a la tracción, lo que demuestra que tiene una propiedad de resistencia inferior.

La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado del ejemplo experimental 56 es un ejemplo en el que el tiempo de tratamiento cuando se realiza el tratamiento de aleación en la capa de recubrimiento después de la etapa del recubrimiento es demasiado corto y, por lo tanto, ocurrió la falta de recubrimiento en muchas posiciones, lo que resultó "X" en la prueba de la apariencia.

- 35 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 60, la velocidad promedio de enfriamiento después de la etapa de recubrimiento es más baja que el intervalo definido de la presente invención y, por lo tanto, la fracción en volumen de la fase de la austenita retenida en la estructura de la chapa de acero es más baja que el intervalo definido de la presente invención. Mientras tanto, la fracción en volumen de otra estructura es alta. Además, la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida supera el intervalo definido de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado bajos límite de fluencia, resistencia a la tracción, y alargamiento total, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte inferior.

- 40 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 64, la temperatura de finalización del laminado en la etapa de laminado en caliente supera el intervalo definido de la presente invención y, por lo tanto, el diámetro promedio de grano como la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida superan los intervalos definidos de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado significativamente bajo, 250 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

- 45 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 68, la relación de las presiones parciales $\{P(H_2O)/P(H_2)\}$ entre la del vapor de agua y la del hidrógeno en la zona de reducción en la etapa de recocido se desvía del intervalo definido de la presente invención, y el espesor promedio de la capa descarbonada en la parte de la capa superficial de la chapa de acero supera el intervalo definido de la presente invención. Así, la chapa de acero del ejemplo experimental 68 tiene una resistencia a la fatiga bastante baja, llegando a ser una que no soporta el uso práctico.

- 50 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado del ejemplo experimental 72, el tiempo de tratamiento cuando se realiza el tratamiento de aleación en la capa de recubrimiento después de la etapa de recubrimiento supera el intervalo definido de la presente invención. Por lo tanto, la fracción en volumen de la fase de la austenita retenida en la estructura de la chapa de acero es más baja que el intervalo definido de la presente invención, y mientras tanto la fracción en volumen de las otras estructuras es alta. Además, la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida es más baja que el intervalo definido de la presente invención,

y la distancia promedio entre granos supera el intervalo definido de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado una "X" en la prueba de la apariencia, y ocurrió el pelado del recubrimiento en la prueba de pelado del recubrimiento. Además, esto dio como resultado bajos límite de fluencia y resistencia a la tracción, lo que demuestra que es inferior en resistencia, ductilidad, y propiedad de corte mecánico.

5 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 76, no se realizó el doblado en la etapa de recocido y, por lo tanto, el diámetro promedio de grano y la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida superan los intervalos definidos de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado bajo, 500 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

10 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 80, la temperatura de parada del enfriamiento en la etapa de laminado en caliente supera el intervalo definido de la presente invención y, por lo tanto, el diámetro promedio de grano y la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida superan los intervalos definidos de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un límite significativamente bajo del número de veces de punzonado, 350 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

15 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 84, la cantidad de aire es demasiado alta porque la relación de aire de la zona de precalentamiento en la etapa de recocido supera el intervalo definido de la presente invención y, por lo tanto, el espesor promedio de la capa descarbonada en la parte de la capa superficial de la chapa de acero supera el intervalo definido de la presente invención. Por lo tanto, es inferior en la propiedad de recubrimiento, el resultado de la prueba de apariencia es, por lo tanto, una evaluación de "X" y, además,
20 esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado bajo, 400 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 88, el radio de doblado en el doblado en la etapa de recocido supera el intervalo definido de la presente invención y, por lo tanto, el diámetro promedio de grano y la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida superan los intervalos
25 definidos de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado bajo, 550 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado del ejemplo experimental 92, el tiempo de retención de 300 a 470°C en la etapa de recocido supera en gran medida el intervalo definido de la presente invención, y la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida supera el intervalo definido de la presente
30 invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado significativamente bajo, 350 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 96, el tiempo de retención de 300 a 470°C en la etapa de recocido es más bajo que el intervalo definido de la presente invención, la fracción en volumen de la fase de la austenita retenida es más baja que el intervalo definido de la presente invención, y mientras
35 tanto la fracción en volumen de la fase de la martensita es alta. Por lo tanto, la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase de la austenita retenida es más baja que el intervalo definido de la presente invención, y la distancia promedio entre granos supera el intervalo definido de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un bajo valor n de 0,060, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 100, no se aplicó tensión en el intervalo de temperatura de 300 a 470°C en la etapa de recocido y, por lo tanto, tanto el diámetro promedio de grano como la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida superan los intervalos definidos de la
40 presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado bajo, 500 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 104, la relación de la reducción en la etapa de laminado en frío es más baja que el intervalo definido de la presente invención y, por lo tanto, tanto el diámetro promedio de grano como la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida superan los
45 intervalos definidos de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado bajo, 450 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 108, la velocidad promedio de enfriamiento desde 650°C en la etapa de recocido es más baja que el intervalo definido de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado que escasamente se genera la fase de la austenita retenida, y mientras tanto se generan otras muchas estructuras. Por lo tanto, la resistencia a la tracción es baja y el valor n es más bajo que el
50 intervalo definido de la presente invención, lo que demuestra que tiene una resistencia y ductilidad inferiores.

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 112, el tiempo de enfriamiento lento hasta 400°C en la etapa de laminado en caliente es más bajo que el intervalo definido de la presente invención, y tanto el diámetro promedio de grano como la distancia promedio entre granos de la fase de la austenita retenida superan los intervalos definidos de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de
55 veces de punzonado significativamente bajo, 350 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

inferior.

En el ejemplo experimental 116, la chapa de acero se fracturó porque la relación de la reducción en la etapa de laminado en frío es demasiado grande, y no se pudo producir la chapa de acero galvanizado en caliente.

5 En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente del ejemplo experimental 120, se produjo el pelado de la capa de recubrimiento en la prueba de pelado del recubrimiento debido a que la cantidad efectiva de Al en el baño de recubrimiento en la etapa de recubrimiento es del 0 %.

10 Las chapas de acero galvanizado en caliente de los ejemplos experimentales 121 a 123 son ejemplos en los que los componentes químicos se desviaron de los intervalos predeterminados. Entre otros, en el ejemplo experimental 121, la cantidad de C es menos que el límite inferior definido en la presente invención y, por lo tanto, esto dio como resultado que se genera en gran medida una fase de ferrita en la estructura de la chapa de acero y es baja la resistencia a la tracción, lo que demuestra que tiene una propiedad de resistencia inferior. Además, en el ejemplo experimental 122, la cantidad de C supera el límite superior definido en la presente invención y, por lo tanto, esto dio como resultado que se genera una gran cantidad de fase de austenita retenida en la estructura de la chapa de acero, y es bajo el valor n, lo que demuestra que tiene una ductilidad inferior. Además, en el ejemplo experimental 123, la cantidad de Mn es menos que el límite inferior definido en la presente invención y, por lo tanto, esto dio como resultado que se genera una gran cantidad de fase de la ferrita en la estructura de la chapa de acero, y es baja la resistencia a la tracción, lo que demuestra que tiene una propiedad de resistencia inferior.

20 La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado del ejemplo experimental 124 es un ejemplo en el que la tensión en el intervalo de temperatura de 300 a 470°C superó el intervalo definido de la presente invención en la etapa de recocido. En la presente invención, es un ejemplo en el que el espesor de la chapa de la chapa de acero después de la etapa de recocido disminuyó en comparación con el espesor de la chapa de la chapa de acero antes de la etapa de recocido, no se pudo obtener con precisión el espesor de la chapa predeterminado, y se detuvo el experimento.

25 En el ejemplo experimental 125, el contenido de Si es grande, la chapa de acero se fracturó en la etapa de laminado en frío, y se detuvo el experimento.

En la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado del ejemplo experimental 126, el contenido de Si es pequeño, la generación de óxidos en la capa descarburada no es apropiada, y la densidad de los óxidos se desvía del intervalo definido de la presente invención. Por lo tanto, esto dio como resultado un número límite de veces de punzonado bajo, 400 veces, lo que demuestra que tiene una propiedad de corte mecánico inferior.

30 En el ejemplo experimental 127, el contenido de Mn es grande, la losa se fracturó cuando se somete a la etapa de laminado en caliente después de completar la colada, y se detuvo el experimento.

En el ejemplo experimental 128, el contenido de Al es grande, una parte soldada a la parte delantera y a la parte trasera de una chapa de acero fracturada en la etapa de recocido se fracturó, y se detuvo el experimento.

35 A partir de los resultados de los ejemplos que se han descrito, es claro que la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelentes en la propiedad de corte mecánico de la presente invención tienen excelente ductilidad, no deterioran el equipo de procesado o similar, y tienen alta propiedad de corte mecánico, al tiempo que aseguran una alta resistencia con una resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más.

Aplicabilidad industrial

40 Según la presente invención, por ejemplo, en aplicaciones tales como miembros obtenidos mediante conformado de una chapa de acero mediante prensado o similar, se obtienen excelente ductilidad y propiedad de corte mecánico y se obtienen al mismo tiempo excelente resistencia y trabajabilidad, mientras se asegura una alta resistencia con la resistencia a la tracción máxima de 900 MPa o más. Por lo tanto, al aplicar la presente invención en el campo de, por ejemplo, un miembro de automóvil o similar en particular, se obtienen ventajas tales como la mejora en la seguridad que acompaña al aumento en la resistencia de la carrocería del vehículo, la mejora en la trabajabilidad para el
45 procesado de un miembro, y se pueden disfrutar de manera suficiente otras mejoras similares, y sus contribuciones sociales son inconmensurables.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico, con un espesor de chapa de 0,6 a 5,0 mm y que comprende una capa de recubrimiento sobre una superficie de una chapa de acero que contiene, en % en masa,
- 5 C: del 0,075 al 0,400 %,
 Si: del 0,01 al 2,00 %
 Mn: del 0,80 a 3,50 %,
 P: del 0,0001 al 0,100 %,
 S: del 0,0001 al 0,0100 %,
- 10 Al: del 0,001 al 2,00 %,
- N: del 0,0001 al 0,0100 %, y
- O: del 0,0001 al 0,0100 %, y
- que contiene además opcionalmente, en % en masa, uno o más de
- Ti: el 0,150 % o menos,
- 15 Nb: el 0,100 % o menos,
 V: el 0,300 % o menos,
 Cr: el 2,00 % o menos,
 Ni: el 2,00 % o menos,
 Cu: el 2,00 % o menos,
- 20 Mo: el 2,00 % o menos,
 B: el 0,0100 % o menos,
 W: el 2,00 % o menos, y
- el 0,0100 % o menos en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM,
- estando constituido el resto por hierro e impurezas inevitables, en donde:
- 25 en un intervalo desde $\frac{1}{8}$ del espesor a $\frac{3}{8}$ espesor, con un centro que está a un $\frac{1}{4}$ del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, la estructura de la chapa de acero contiene al menos de un 40 al 90 % de fase de la ferrita y un 3 % o más de fase de austenita retenida en fracción en volumen;
- en la fase de la austenita retenida, la cantidad del carbono de la solución sólida en la fase es del 0,70 al 1,00 %, un diámetro promedio de grano es 2,0 μm o menos, y una distancia promedio entre granos es de 0,1 a 5,0 μm ;
- 30 un espesor promedio de una capa descarburada en una parte de la capa superficial de la chapa de acero es de 0,01 a 10,0 μm , un diámetro promedio de grano de los óxidos contenidos en la capa descarburada es de 30 a 120 nm y su densidad promedio es $1,0 \times 10^{12}$ óxidos/ m^2 o más; y, además, un coeficiente de endurecimiento por trabajo (valor n) durante una deformación plástica del 3 al 7 % es 0,080 en promedio, o más.
- 35 2. La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico según la reivindicación 1, que contiene, además, en % en masa, uno o más de
- Ti: del 0,001 al 0,150 %,
- Nb: del 0,001 al 0,100 %, y
- V: del 0,001 al 0,300 %.
- 40 3. La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico según la reivindicación 1, que contiene, además, en % en masa, uno o más de
- Cr: del 0,01 al 2,00 %,

- Ni: del 0,01 al 2,00 %,
 Cu: del 0,01 al 2,00 %,
 Mo: del 0,01 al 2,00 %,
 B: del 0,0001 al 0,0100 %, y
- 5 W: del 0,01 al 2,00 %.
4. La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico según la reivindicación 1, que contiene, además, en % en masa, del 0,0001 al 0,0100 % en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM.
- 10 5. Una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia, formada mediante aleado de la capa de recubrimiento de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia según la reivindicación 1.
6. Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico según la reivindicación 1, comprendiendo el método:
- 15 una etapa de laminado en caliente de calentar a 1.180°C o más una losa con los componentes químicos que contienen, en % en masa,
- C: del 0,075 al 0,400 %,
 Si: del 0,01 al 2,00 %
 Mn: del 0,80 a 3,50 %,
 P: del 0,0001 al 0,100 %,
 20 S: del 0,0001 al 0,0100 %,
 Al: del 0,001 al 2,00 %,
 N: del 0,0001 al 0,0100 %, y
 O: del 0,0001 al 0,0100 %, y
 que contiene además opcionalmente, en % en masa, uno o más de
- 25 Ti: el 0,150 % o menos,
 Nb: el 0,100 % o menos,
 V: el 0,300 % o menos,
 Cr: el 2,00 % o menos,
 Ni: el 2,00 % o menos,
- 30 Cu: el 2,00 % o menos,
 Mo: el 2,00 % o menos,
 B: el 0,0100 % o menos,
 W: el 2,00 % o menos, y
 el 0,0100 % o menos en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, La, y REM,
- 35 siendo el resto hierro e impurezas inevitables, directamente o después de enfriar una vez y realizar un laminado en caliente en el que la temperatura de finalización del laminado es de 850 a 950°C, luego enfriar rápidamente de 500 a 650°C a una velocidad promedio de enfriamiento de 10°C/s o más, y luego enrollar en una bobina y enfriar lentamente a 400°C empleando 1,0 hora o más;
- 40 una etapa de laminado en frío para realizar laminado en frío de manera que una relación de la reducción total es del 30 al 75 % después del decapado subsiguiente a la etapa de laminado en caliente;
- una etapa de recocido de calentar la chapa de acero después de la etapa de laminado en frío a 750°C o más, con una

- 5 velocidad promedio de calentamiento entre 600 y 750°C a 20°C/s o menos, luego enfriar con una velocidad promedio de enfriamiento entre 750 y 650°C de 1,0 a 15,0°C/s y enfriar con una velocidad promedio de enfriamiento desde 650°C a 3,0°C/s y más, y realizar, mientras se mantiene durante 20 a 1.000 segundos en el intervalo de temperatura de 300 a 470°C y se aplica una tensión de 5 a 100 MPa en este intervalo de temperatura, una o más veces el doblado con un radio de doblado de 800 mm o menos;
- 10 una etapa de recubrimiento de realizar un galvanizado por inmersión en caliente sobre las superficies de la chapa de acero para formar una capa de recubrimiento sumergiendo después de la etapa de recocido la chapa de acero en un baño de galvanizado en las condiciones de temperatura del baño de recubrimiento: de 450 a 470°C, temperatura de la chapa de acero en el momento de ingresar al baño de recubrimiento: de 430 a 490°C, y cantidad efectiva de Al en el baño de recubrimiento: del 0,01 al 0,18 % en masa; y
- una etapa de enfriamiento de enfriar a una velocidad promedio de enfriamiento de 0,5°C/s o más a 150°C o menos después de la etapa de recubrimiento,
- 15 en donde la etapa de recocido es tal que en una zona de precalentamiento en la condición de una relación de aire: del 0,7 al 1,2 en un gas de mezcla de aire y gas combustible usado en un quemador de precalentamiento, siendo la relación de aire una relación de un volumen de aire contenido en el gas de mezcla en una unidad de volumen y un volumen de aire lógicamente necesario para la combustión completa del gas combustible contenido en el gas de mezcla por unidad de volumen, se generan óxidos en una parte de la capa superficial de la chapa de acero al pasar a su través mientras se calienta a una temperatura de la chapa de acero de 400 a 800°C, luego los óxidos generados en la zona de precalentamiento se reducen mediante calentamiento a 750°C o más en una zona de reducción con una
- 20 relación de presiones parciales $P(\text{H}_2\text{O})/P(\text{H}_2)$ entre la del vapor de agua (H_2O) y la de hidrógeno (H_2): del 0,0001 al 2,0, y posteriormente se realiza el enfriamiento.
- 25 7. El método de fabricación de una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia excelente en la propiedad de corte mecánico según la reivindicación 6, comprendiendo el método, después de la etapa de laminado en caliente, realizar la etapa de laminado en frío, la etapa de recocido, y la etapa de recubrimiento por el método según la reivindicación 6 y antes de la etapa de enfriamiento, realizar un tratamiento de aleación en una capa de recubrimiento formada en la etapa de recubrimiento a temperaturas de 470 a 620°C.