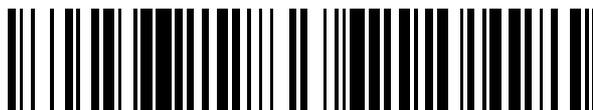


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 766 756**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02	(2006.01)	C25D 5/36	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C25D 7/06	(2006.01)
C21D 1/19	(2006.01)	C25D 3/22	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)		
C22C 38/06	(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: **27.07.2012 PCT/JP2012/069262**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **07.02.2013 WO13018741**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.07.2012 E 12820033 (4)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **13.11.2019 EP 2738278**

54 Título: **Chapa de acero de alta resistencia y chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma, y método de fabricación de las mismas**

30 Prioridad:

29.07.2011 JP 2011167689

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
15.06.2020

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**MINAMI, AKINOBU;
KAWATA, HIROYUKI;
MURASATO, AKINOBU;
YAMAGUCHI, YUJI;
SUGIURA, NATSUKO;
KUWAYAMA, TAKUYA;
MARUYAMA, NAOKI y
SUZUKI, TAKAMASA**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 766 756 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero de alta resistencia y chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma, y método de fabricación de las mismas

Campo de la técnica

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero de alta resistencia y a una chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma, y un método de fabricación de las mismas.

Antecedentes de la técnica

10 En los últimos años, se incrementado la demanda para el alto fortalecimiento de las chapas de acero usadas para automóviles y similares, y también se están usando chapas de acero de alta resistencia con una resistencia máxima de tracción de 900 MPa o más.

15 Estas chapas de acero de alta resistencia se conforman en grandes cantidades y de una manera económica a través de un prensado similar al de las chapas de acero dulce, y se proporcionan como miembros. Sin embargo, de acuerdo con una rápida aceleración del alto fortalecimiento en los últimos años, ha habido un problema que en una chapa de acero de alta resistencia con una resistencia máxima de tracción de 900 MPa o más, se produce un retroceso justo después del conformado en la prensa, y es difícil conformar una forma objetivo.

20 Como una técnica de mejorar una capacidad de fijación de forma de una chapa de acero de alta resistencia convencional, se puede citar una chapa de acero galvanizado en caliente con alta resistencia y alta ductilidad excelente capacidad de fijación de forma que es una chapa de acero que contiene, en % en masa, C: del 0,0001 al 0,3 %, Al: del 0,001 al 4 %, Mn: del 0,001 al 3 %, Mo: del 0,001 al 4 %, P: del 0,0001 al 0,3 %, y S: el 0,01 % o menos, con una capa de chapado que contiene Al: del 0,001 al 0,5 %, Mn: del 0,001 al 2 %, Fe: menos del 20 %, y un resto compuesto de Zn e impurezas inevitables, que contiene ferrita o ferrita y bainita del 50 al 97 % en total en fracción en volumen como una fase principal, que contiene austenita del 3 al 50 % en total en fracción en volumen como una fase secundaria, y con una relación de fluencia del 0,7 o menos (consulte el Documento de Patente 1, por ejemplo).

25 Además, como una técnica de mejorar una capacidad de fijación de forma de una chapa de acero de alta resistencia convencional, se puede citar una chapa de acero de alta resistencia con excelente trabajabilidad y capacidad de fijación de forma con una estructura que contiene, en % en masa, cada uno de C: del 0,06 al 0,6 %, Si + Al: del 0,5 al 3 %, Mn: del 0,5 al 3 %, P: el 0,15 % o menos (0 % no está incluido), y S: el 0,02 % o menos (incluyendo el 0 %), contiene martensita templada en el 15 % o más en una relación de área con respecto a toda la estructura, contiene ferrita del 5 al 60 % en una relación de área con respecto a toda la estructura, contiene una fase de la austenita retenida del 5 % o más en una relación en volumen con respecto a toda la estructura, y además puede contener bainita y/o martensita, en la que una proporción de la fase de la austenita retenida, fuera de la fase de la austenita retenida, que se transforma en martensita mediante la aplicación de una deformación del 2 % es del 20 al 50 % (consulte el Documento de Patente 2, por ejemplo).

35 Además, como una técnica de mejorar una capacidad de fijación de forma de una chapa de acero de alta resistencia convencional, se puede citar un método de fabricación de una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia con excelente propiedad de impacto y fijación de la forma en la que una losa con una composición de C: del 0,08 al 0,18 % en masa, Si: del 1,00 al 2,0 % en masa, Mn: del 1,5 al 3,0 % en masa, P: el 0,03 % en masa o menos, S: el 0,005 % en masa o menos, y T.Al: del 0,01 al 0,1 % en masa, y con un grado de segregación del Mn con respecto a una losa colada del 1,05 al 1,10 se lamina en caliente, el material resultante además se lamina en frío, a continuación el material resultante se calienta durante un tiempo de retención de 60 segundos o más en una región bifásica o en una región monofásica de 750 a 870°C en una línea de recocido continuo, a continuación se realiza el enfriamiento en una región de temperaturas de 720 a 600°C a una velocidad media de enfriamiento de 10°C/s o menos, a continuación se realiza el enfriamiento hasta que la temperatura alcanza de 350 a 460°C a una velocidad media de enfriamiento de 10°C/s o más, se realiza la retención durante 30 segundos a 20 minutos, y a continuación se realiza el enfriamiento hasta que la temperatura alcanza una temperatura ambiente para obtener una estructura de cinco fases de ferrita poligonal, ferrita acicular, bainita, fase de la austenita retenida, y martensita (consulte el Documento de Patente 3, por ejemplo).

50 Además, como una técnica de mejorar una capacidad de fijación de forma de una chapa de acero de alta resistencia convencional, aquí se puede citar una chapa de acero de alta resistencia con excelente capacidad para el conformado y capacidad de fijación de forma caracterizada porque está formada principalmente por una fase de ferrita del 20 al 97 % en fracción en volumen y por una fase de austenita retenida del 3 % o más en fracción en volumen, en la que una proporción de una parte diferente de la fase de ferrita con una relación del aspecto de los granos cristalinos de 2,5 o menos es del 50 al 95 %, y la chapa de acero contiene preferiblemente C: del 0,05 al 0,30 % en masa, Si: el 2,0 % en masa o menos, Mn: del 0,8 al 3,0 % en masa, P: del 0,003 al 0,1 % en masa, S: el 0,01 % en masa o menos, Al: del 0,01 al 2,50 % en masa, y N: el 0,007 % en masa o menos, en la que el Si y el Al satisfacen una relación de Si + Al ≥ 0,50 % en masa (consulte el Documento de Patente 4, por ejemplo).

Además, el solicitante actual describe una chapa de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de

ensanchamiento del orificio, que contiene componentes predeterminados, y con una estructura de chapa de acero compuesta de, en fracción en volumen, una fase de ferrita del 10 al 50 %, una fase martensita templada del 10 al 50 %, y una fase dura restante (consulte el Documento de Patente 5, por ejemplo).

5 El Documento de Patente Europea de Número EP 2236638 A1 describe una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que comprende ferrita como una estructura de fase madre, y austenita retenida y martensita como una estructura de fase secundaria.

Documento de la técnica anterior

Documento de patente

Documento de Patente 1: Documento de Patente Japonesa de Número de Publicación 2003-253386

10 Documento de Patente 2: Documento de Patente Japonesa de Número de Publicación 2004-218025

Documento de Patente 3: Documento de Patente Japonesa de Número de Publicación 2004-300452

Documento de Patente 4: Documento de Patente Japonesa de Número de Publicación 2007-154283

Documento de Patente 5: Publicación internacional WO2012/036269A1

Divulgación de la invención

15 Problemas para resolver por la invención

Sin embargo, en el Documento de Patente 1, existía el problema de que se aumenta el costo de fabricación, ya que es esencial añadir una gran cantidad de Mo costoso.

20 Además, en el Documento de Patente 2, las etapas de fabricación se vuelven complicadas ya que la etapa de recocido se realiza en dos etapas por separado después de la laminación en caliente, y mientras tanto, era difícil asegurar de una forma estable la capacidad de fijación de forma en la chapa de acero de alta resistencia con una resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más.

Además, en el Documento de Patente 3, se requiere realizar el procesamiento de controlar las condiciones de la colada para reducir una segregación central del Mn en la losa cuando se fabrica la losa, y existía una posibilidad de reducir la eficiencia de la producción.

25 Además, en el Documento de Patente 4, se especifican la estructura de la chapa de acero y la relación del aspecto de los granos cristalinos para mejorar la capacidad de fijación de forma, pero no se hace especificación para asegurar la ductilidad y la resistencia a la tracción, de modo que el aseguramiento de la chapa de acero de alta resistencia con la resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más era inestable. Además, es insuficiente la capacidad de fijación de forma en la región de alta resistencia de 900 MPa o más como se indica anteriormente, y de ese modo se desea mejorar aún más la capacidad de fijación de forma.

30

Además, en el Documento de Patente 5, básicamente se requiere tener la fase de martensita templada del 10 al 50 %, de modo que existía una preocupación de que la se hiciera menor la trabajabilidad.

35 En consecuencia, la presente invención se hizo en vista de tales circunstancias, y un objeto de la misma es proporcionar una chapa de acero de alta resistencia y una chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma y trabajabilidad, al tiempo que se asegura una alta resistencia de la resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más, y un método de fabricación de las mismas.

Medios para resolver los problemas

40 Los actuales inventores llevaron a cabo estudios serios para resolver los problemas descritos anteriormente. Como resultado de esto, descubrieron que es posible obtener una chapa de acero con excelente capacidad de fijación de forma y trabajabilidad con una gran cantidad de endurecimiento por trabajo en una etapa inicial del conformado, asegurando al mismo tiempo una alta resistencia de la resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más, haciendo que una microestructura de la chapa de acero sea una microestructura con una fase de la austenita retenida, y concentrando el Si y el Mn en la fase de la austenita retenida.

La presente invención que resuelve los problemas descritos anteriormente se describe en las reivindicaciones.

45 **Efecto de la invención**

Cada una de una chapa de acero de alta resistencia y una chapa de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención contiene componentes químicos predeterminados, y cuando se mide una distribución de la frecuencia, en un intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero, con respecto a una suma de una relación entre un valor medido de la cantidad de Si y una cantidad promedio de Si y una relación entre un valor

medido de la cantidad de Al y una cantidad promedio de Al, un valor de moda de la distribución de la frecuencia es de 1,95 a 2,05, y una curtosis es 2,00 o más, de modo que es posible crear un estado de distribución donde el Si o el Al existen en una cantidad que es igual o superior a una cantidad promedio en toda el área de la chapa de acero. En consecuencia, se suprime una generación de carburo a base de hierro, y se puede evitar que el C se consuma como carburo. Por esta razón, es posible asegurar de una forma estable una fase de la austenita retenida, lo que resulta en que se pueden mejorar en gran medida una capacidad de fijación de forma, una ductilidad y una resistencia a la tracción.

Además, en cada una de la chapa de acero de alta resistencia y de la chapa de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, la fase de la austenita retenida ocupa del 5 al 20 % en fracción en volumen, una cantidad de Si contenida en la fase de la austenita retenida es 1,10 veces o más que una cantidad promedio de Si, una cantidad de Mn contenida en la fase de la austenita retenida es 1,10 veces o más que una cantidad promedio de Mn, y una cantidad de C contenida en la fase de la austenita retenida es del 0,80 al 1,00 %, en % en masa, por lo que es posible obtener una chapa de acero con excelente capacidad de fijación de forma y trabajabilidad, asegurando al mismo tiempo una alta resistencia de 900 MPa o más de una resistencia máxima a la tracción.

Además, en un método de fabricación de una chapa de acero de la presente invención, una etapa para hacer una losa que contiene componentes químicos predeterminados para ser una bobina laminada en caliente incluye una primera etapa de enfriamiento en la que una velocidad de enfriamiento desde cuando se completa la laminación en caliente hasta cuando se lleva a cabo el bobinado se establece a 10°C/segundo o más, una etapa de bobinado para hacer que la chapa de acero sea una bobina de 600 a 700°C, y una segunda etapa de enfriamiento en la que se establece una velocidad media de enfriamiento desde una temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100)°C a 15°C/hora o menos, de modo que el Si de solución sólida y el Al de solución sólida en el interior de la chapa de acero pueden estar distribuidos de una manera simétrica, a saber, en la misma se puede establecer que una cantidad Al esta reducida en una porción donde es grande una cantidad Si, y una porción donde el Si de solución sólida está concentrado, y una porción donde el Mn de solución sólida está concentrado.

Además, en el método de fabricación de la chapa de acero de la presente invención, una etapa de hacer que la chapa de acero pase a través de una línea de recocido continuo incluye una etapa de realizar el recocido a una temperatura máxima de calentamiento de (Ac₁ + 40)°C a 1.000°C, una tercera etapa de enfriamiento de enfriar la chapa de acero desde la temperatura máxima de calentamiento a 700°C de 1,0 a 10,0°C/s como promedio, una cuarta etapa de enfriamiento de enfriar la chapa de acero después de ser sometida a la tercera etapa de enfriamiento desde 700°C a 500°C a una velocidad de 5,0 a 200,0°C/s como promedio, y una etapa de retención de la chapa de acero después de ser sometida a la cuarta etapa de enfriamiento durante 30 a 1.000 segundos en un intervalo de 350 a 450°C, de modo que una microestructura de la chapa de acero contiene la fase de la austenita retenida del 5 al 20 %, y el Si, el Mn y el C con sus concentraciones predeterminadas pueden estar disueltos en forma sólida en la fase de la austenita retenida, lo que resulta en que se pueden obtener una chapa de acero de alta resistencia o una chapa de acero galvanizado de alta resistencia capaces de asegurar una alta resistencia de 900 MPa o más de la resistencia máxima a la tracción y con una excelente capacidad de fijación de forma y trabajabilidad.

Modo para llevar a cabo la invención

De aquí en adelante, se describirán en detalle una chapa de acero de alta resistencia y una chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma, y un método de fabricación de las mismas de la presente invención.

Chapa de acero de alta resistencia

Una chapa de acero de alta resistencia de la presente invención es una chapa de acero como se establece a la reivindicación 9 que contiene, en % en masa, cada uno de C: del 0,075 al 0,300 %, Si: 0,30 al 2,5 %, Mn: del 1,3 al 3,50 %, P: del 0,001 al 0,030 %, S: del 0,0001 al 0,0100 %, Al: del 0,080 al 1,500 %, N: del 0,0001 al 0,0100, O: del 0,0001 al 0,0100, y un resto compuesto de Fe e impurezas inevitables, en la que una estructura de chapa de acero contiene una fase de austenita retenida del 5 al 20 % en fracción en volumen en un intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero, una cantidad de C de solución sólida contenida en la fase de la austenita retenida es del 0,80 a 1,00 % en % en masa, W_{Si} definida como una cantidad de Si de solución sólida contenida en la fase de la austenita retenida es 1,10 veces o más que W_{Si^*} definida como una cantidad promedio de Si en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero, W_{Mn} definida como una cantidad de Mn de solución sólida contenida en la fase de la austenita retenida es 1,10 veces o más que W_{Mn^*} definida como una cantidad promedio de Mn en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero, y cuando se mide una distribución de la frecuencia, estableciendo una pluralidad de regiones de medición cada una con un diámetro de 1 μm o menos en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero, con respecto a una suma de una relación entre W_{Si} definida como un valor medido de una cantidad de Si en cada una de la pluralidad de las regiones de medición y W_{Si^*} que es la cantidad promedio de Si, y una relación entre W_{Al} definida como un valor medido de una cantidad de Al en cada una de la pluralidad de las regiones de medición y W_{Al^*} que es la cantidad promedio de Al, un valor de moda de la distribución de la frecuencia es de 1,95 a 2,05, y una curtosis es 2,00 o más.

De aquí en adelante, se describirán las razones para limitar la estructura de la chapa de acero y los componentes

químicos (composición) en la presente invención. Téngase en cuenta que la notación % significa fracción en volumen con respecto a la estructura, y significa % de masa con respecto a la composición, a menos que se indique lo contrario.

5 La estructura de chapa de acero de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención contiene componentes químicos predeterminados, en la que, en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero, está contenida la fase de la austenita retenida del 5 al 20 % en fracción en volumen, la cantidad de C de solución sólida en la fase de la austenita retenida es del 0,80 al 1,00 % en % en masa, W_{MnY} / W_{Mn*} que es la relación entre W_{MnY} que es la cantidad de Mn de solución sólida en la fase de la austenita retenida y W_{Mn*} que es la cantidad promedio de Mn en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero es de 1,10 o más, y W_{SiY} / W_{Si*} que es la relación entre la cantidad de Si de solución sólida W_{SiY} en la fase de la austenita retenida y W_{Si*} que es la cantidad promedio de Si en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero es 1,10 o más, por lo que se obtiene la chapa de acero con excelente capacidad de fijación de forma y trabajabilidad, asegurando al mismo tiempo una alta resistencia de 900 MPa o más de resistencia a la tracción.

15 Téngase en cuenta que es deseable que la fase de la austenita retenida del 5 al 20 % en fracción en volumen esté contenida en toda la estructura de la chapa de acero. Sin embargo, una estructura metálica en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor siendo 1/4 del espesor de la chapa de la capa acero el centro representa la estructura de toda la chapa de acero. Por lo tanto, si la austenita retenida del 5 al 20 % en fracción en volumen está contenida en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero, se puede considerar que la austenita retenida del 5 al 20 % en fracción en volumen está sustancialmente contenida en toda la estructura de la chapa de acero. Por esta razón, en la presente invención, se define un intervalo de fracción en volumen de la austenita retenida en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero base.

20 En cuanto a la fracción en volumen de la fase de la austenita retenida, se lleva a cabo un análisis de rayos X estableciendo una superficie paralela a y en 1/4 del espesor desde la superficie de la chapa de la chapa acero como una superficie de observación para calcular una fracción de área, y un resultado del cálculo se puede considerar como la fracción en volumen.

25 Téngase en cuenta que una microestructura en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor tiene una alta homogeneidad, y si la medición se realiza en una región lo suficientemente grande, incluso cuando la medición se realiza en cualquier posición en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor, se puede obtener una porción de la microestructura que representa el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor.

30 Para calcular una fracción de área de la fase de la austenita retenida se realiza una prueba de difracción de rayos X sobre una superficie arbitraria paralela a y en 1/8 del espesor a 3/8 del espesor desde la superficie de la chapa de la chapa de acero, y un resultado del cálculo se puede considerar como la fracción en volumen en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor. Concretamente, es preferible realizar la prueba de difracción de rayos X sobre una superficie paralela a y en 1/4 del espesor desde la superficie de la chapa de la chapa de acero en un intervalo de 250.000 μm cuadrados o más.

35 De aquí en adelante, se describirán en detalle los elementos de solución sólida y las cantidades de los elementos de solución sólida disueltos en forma sólida en la fase de la austenita retenida.

(Fase de la austenita retenida)

40 Las cantidades de los elementos disueltos en forma sólida en la fase de la austenita retenida determinan una estabilidad de la fase de la austenita retenida, y cambian una cantidad de deformación requerida cuando la fase de la austenita retenida se transforma en martensita dura. Por esta razón, es posible controlar un comportamiento de endurecimiento por trabajo mediante el control de las cantidades de los elementos de solución sólida en la fase de la austenita retenida, lo que resulta en que se pueden mejorar en gran medida la capacidad de fijación de forma, la ductilidad y la resistencia a la tracción.

45 El C de solución sólida en la fase de la austenita retenida es un elemento que aumenta la estabilidad de la fase de la austenita retenida, y aumenta una resistencia de la martensita transformada. Si la cantidad de C de solución sólida es menos del 0,80 %, no es posible lograr suficientemente el efecto de mejorar la ductilidad obtenida por la austenita retenida, de modo que, en la presente invención se establece un límite inferior de la cantidad de C de solución sólida al 0,80 %. Téngase en cuenta que, con el fin de aumentar suficientemente la ductilidad, la cantidad de C de solución sólida es preferiblemente el 0,85 % o más, y es más preferiblemente el 0,90 % o más. Por otro lado, si la cantidad de C de solución sólida supera el 1,00 %, se aumenta demasiado la resistencia de la martensita transformada, y la martensita actúa como punto de partida de destrucción con respecto al procesamiento en el que se aplica localmente una gran deformación tal como en una deformación por ensanchamiento de orificios, lo que deteriora solamente la capacidad de conformado, de modo que se establece un límite superior de la cantidad de C de solución sólida al 1,00 % o menos. Desde este punto de vista, la cantidad de C de solución sólida es preferiblemente el 0,98 % o menos, y es más preferiblemente el 0,96 % o menos.

55 Téngase en cuenta que la cantidad de C de solución sólida en la fase de la austenita retenida (C_Y) se puede determinar a través de la siguiente ecuación (1) mediante la realización de una prueba de difracción de rayos X en las mismas condiciones que las de la medición de la fracción de área de la fase de la austenita retenida para determinar una

constante de red a de la fase de la austenita retenida.

[Ecuación matemática 1]

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

5 El Mn de solución sólida en la fase de la austenita retenida es un elemento que aumenta la estabilidad de la fase de la austenita retenida. Si se establece una cantidad de Mn de solución sólida en la fase de la austenita retenida a W_{MnY} , y se establece una cantidad promedio de Mn en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero a W_{Mn*} , en la presente invención se establece un límite inferior de W_{MnY} / W_{Mn*} que es una relación de ambas cantidades a 1,1 o más. Téngase en cuenta que, con el fin de aumentar la estabilidad de la fase de la austenita retenida, la relación W_{MnY} / W_{Mn*} es preferiblemente 1,15 o más, y es más preferiblemente 1,20 o más.

10 Además, el Si de solución sólida en la fase de la austenita retenida es un elemento que desestabiliza moderadamente la fase de la austenita retenida, aumenta un rendimiento de endurecimiento por trabajo, y aumenta la capacidad de fijación de forma en una región de baja deformación. Específicamente, al concentrar el Si en la fase de la austenita retenida, es posible dar una inestabilidad moderada a la fase de la austenita retenida, de modo que es posible causar una transformación fácil cuando se aplica una deformación, y causar un suficiente endurecimiento por trabajo en una
15 etapa inicial en un momento de procesamiento. Por otro lado, el Si de solución sólida en la fase de la austenita retenida es un elemento que aumenta la estabilidad de la fase de la austenita retenida y contribuye a una ductilidad local en una región de alta deformación.

En la presente invención, mediante el establecimiento de W_{SiY} / W_{Si*} que es una relación entre W_{SiY} definida como una cantidad de Si de solución sólida en la fase de la austenita retenida y W_{Si*} definida como una cantidad promedio de Si en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero a 1,10 o más, se obtiene la influencia del Si de solución sólida descrita anteriormente. Téngase en cuenta que la relación W_{SiY} / W_{Si*} es preferiblemente 1,15 o más, y es más preferiblemente 1,20 o más.

25 Además, la cantidad de Mn de solución sólida y la cantidad de Si de solución sólida en la fase de la austenita retenida se obtienen primero recogiendo una muestra estableciendo una sección transversal de espesor paralela a una dirección de la laminación de la chapa de acero como una superficie de observación, en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero. A continuación, se realiza un análisis EPMA (por sus siglas en inglés) en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor siendo 1/4 del espesor el centro para medir las cantidades de Mn y de Si. La medición se realiza mientras se establece un diámetro de la sonda de 0,2 a 1,0 μm , y se establece un tiempo de medición por un punto a 10 ms o más, y en base al análisis de área se miden las cantidades de Mn y de Si en
30 2.500 puntos o más, para crear así los mapas de concentración del Si y del Mn.

En la presente invención, en los resultados de la medición descrita anteriormente, un punto en el que la concentración del Mn supera tres veces una concentración del Mn añadida se puede considerar que es un punto en el que se mide una inclusión tal como el sulfuro de Mn. Además, un punto en el que la concentración del Mn es menos de 1/3 veces que la concentración del Mn añadida se puede considerar que es un punto en el que se mide una inclusión tal como óxido de Al. Ya que las concentraciones de Mn en estas inclusiones no afectan casi en absoluto a un comportamiento de transformación de las fases en el hierro base, se fijan los resultados de la medición de las inclusiones para que se excluyan de los resultados de la medición descritos anteriormente. Téngase en cuenta que los resultados de la medición del Si también se procesan de una manera similar, y se establecen los resultados de la medición de las inclusiones para que se excluyan de los resultados de la medición descritos anteriormente.

40 Además, la región analizada antes o después del análisis EPMA (por sus siglas en inglés) descrito anteriormente se observa a través de un método de análisis EBSD, se mapean las distribuciones del hierro FCC (fase de la austenita retenida) y del hierro BCC (ferrita), se superpone el mapa obtenido con los mapas de concentración del Si y del Mn, y se leen las cantidades de Si y Mn en una región superpuesta con una región de hierro FCC, a saber, austenita retenida. En consecuencia, se puede determinar la cantidad de Si de solución sólida y la cantidad de Mn de solución sólida en
45 la fase de la austenita retenida.

El Si de solución sólida en la fase de la austenita retenida es el elemento que desestabiliza moderadamente la fase de la austenita retenida, aumenta el rendimiento del endurecimiento por trabajo, y aumenta la capacidad de fijación de forma en la región de baja deformación, y es el elemento que aumenta la estabilidad de la fase de la austenita retenida y contribuye a la ductilidad local en la región de alta deformación como se ha descrito anteriormente, y además de eso, también es un elemento para suprimir una generación de carburo a base de hierro.

Normalmente, cuando el Si se concentra en la fase de la austenita retenida, se genera el carburo a base de hierro en una porción donde no se concentra el Si, y el C que es un elemento estabilizador de la austenita se consume como carburo, lo que resulta en que no se puede asegurar lo suficientemente la fase de la austenita retenida y se deteriora la capacidad de fijación de forma, lo que es un problema.

55 En consecuencia, en la presente invención, al ser el Al un elemento para suprimir la generación de carburo a base de

hierro, similar al Si, el mismo se añade en una cantidad adecuada, y el procesamiento se realiza en base a un historial térmico predeterminado en la etapa de la laminación en caliente, lo que resulta en que el Si se puede concentrar eficientemente en la austenita retenida. Además, en este momento, el Al muestra una distribución de concentración opuesta a la distribución de concentración del Si, de modo que una región con una baja concentración de Si tiene una mayor cantidad de Al. Por esta razón, en la austenita retenida, es posible suprimir la generación de carburo a base de hierro por el Si en una región con una alta concentración de Si, y en una región con una baja concentración de Si, se puede suprimir la generación de carburo a base de hierro por el Al, en lugar de por el Si. En consecuencia, es posible evitar que el C se consuma como carburo en la fase de la austenita retenida, lo que resulta en que se puede obtener eficientemente la fase de la austenita retenida. Además, se puede suprimir la generación de carburo grueso a base de hierro el cual se convierte en un punto de partida para la destrucción en el momento del procesamiento, lo que contribuye a la mejora de la capacidad de fijación de forma, de la ductilidad y de la resistencia a la tracción.

El Si es el elemento que desestabiliza la austenita, y generalmente, el Mn se concentra en la fase de la austenita retenida, y el Si se concentra en la ferrita. Sin embargo, en la presente invención, se añade Al, y a través de las condiciones de fabricación predeterminadas, el Al se concentra en la ferrita, y el Si se concentra en la fase de la austenita retenida.

Además, cuando, en la sección transversal de espesor paralela a la dirección de la laminación de la chapa de acero según la presente invención, se crea una distribución de la frecuencia (histograma) de $F(W_{Si}, W_{Al}) = W_{Si} / W_{Si^*} + W_{Al} / W_{Al^*}$ que es una suma de una relación entre W_{Si} definida como un valor medido de una cantidad de Si en cada una de las regiones de medición en 1/8 del espesor a 3/8 del espesor siendo 1/4 del espesor el centro y W_{Si^*} definida como una cantidad promedio de Si en 1/8 del espesor a 3/8 del espesor, y una relación entre W_{Al} definida como un valor medido de una cantidad de Al en cada una de las regiones de medición en 1/8 del espesor a 3/8 del espesor siendo 1/4 del espesor el centro y W_{Al^*} definida como una cantidad promedio en 1/8 del espesor a 3/8 del espesor, se establece un valor de moda que está dentro de un intervalo de 1,95 a 2,05, y se fija una curtosis K del histograma definida por la siguiente ecuación (2) en 2,00 o más. Téngase en cuenta que la región de medición está configurada para tener un diámetro de 1 μm o menos, y se establecen una pluralidad de dichas regiones de medición para medir la cantidad de Si y la cantidad de Al.

Al crear un estado de distribución como se describe anteriormente en el que existe Si o Al en una cantidad que es igual o superior a una cantidad promedio en toda el área de la chapa de acero, se suprime la generación de carburo a base de hierro, de modo que es posible asegurar de una forma estable la fase de la austenita retenida, lo que resulta en que se pueden mejorar en gran medida la capacidad de fijación de forma, la ductilidad y la resistencia a la tracción.

En cualquiera de un caso donde el valor de moda se convierte en menos de 1,95, un caso donde el valor de moda supera 2,05, y un caso donde la curtosis K se convierte en menos de 2,00, existe una región en el intervalo de medición donde es pequeño un comportamiento de la supresión de la generación del carburo a base de hierro, y existe la posibilidad de que no se pueda lograr una suficiente capacidad de fijación de forma, capacidad para el conformado y/o resistencia. Desde este punto de vista, la curtosis K es preferiblemente 2,50 o más, y es más preferiblemente 3,00 o más.

En la presente invención, la curtosis K es un número determinado mediante la siguiente ecuación (2) a partir de los datos, y es un valor numérico evaluado comparando una distribución de la frecuencia de los datos con una distribución normal. Cuando la curtosis es un número negativo, esto representa que una curva de la distribución de la frecuencia de los datos es relativamente plana, y esto significa que cuanto mayor sea en valor absoluto, más se desviará la distribución de la frecuencia de la distribución normal.

Téngase en cuenta que F_i en la siguiente ecuación (2) indica un valor de $F(W_{Si}, W_{Al})$ en el punto de medición i-ésimo, F^* indica un valor promedio de $F(W_{Si}, W_{Al})$, s^* indica una desviación estándar de $F(W_{Si}, W_{Al})$, y N indica un número de puntos de medición en el histograma obtenido.

[Ecuación matemática 2]

$$K = \left\{ \frac{N(N+1)}{(N-1)(N-2)(N-3)} \right\} \cdot \sum_{i=1}^N \left(\frac{F_i - F^*}{s^*} \right)^4 - \frac{3(N-1)^2}{(N-2)(N-3)}$$

• • • (2)

Téngase en cuenta que el método para medir las cantidades de C, Mn, Si y Al de disolución sólida no se limita al método descrito anteriormente. Por ejemplo, se puede realizar un método EMA (por sus siglas en inglés) o una observación directa usando una sonda atómica tridimensional (3D-AP, por sus siglas en inglés) para medir las concentraciones de los distintos elementos.

(Microestructura)

Es preferible que la estructura de chapa de acero de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención

5 contenga, además de la fase de la austenita retenida antes descrita, una fase de ferrita del 10 al 75 % en fracción en volumen, y una o ambas de una fase de ferrita bainítica y una fase de bainita del 10 al 50 % en total en fracción en volumen, una fase de martensita templada está limitada a menos del 10 % en fracción en volumen, y una fase de martensita fresca está limitada al 15 % o menos en fracción en volumen. Cuando la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención tiene la estructura de chapa de acero como la descrita anteriormente, se convierte en una chapa de acero con una aún más excelente capacidad de fijación de forma y capacidad para el conformado.

"Fase de la ferrita"

10 La fase de ferrita es una estructura eficaz para mejorar la ductilidad, y está contenida preferiblemente en la estructura de la chapa de acero en una cantidad del 10 al 75 % en fracción en volumen. La fracción en volumen de la fase de ferrita contenida en la estructura de la chapa de acero es más preferiblemente del 15 % o más, y es aún más preferiblemente el 20 % o más desde un punto de vista de la ductilidad. Además, con el fin de aumentar suficientemente 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 se establece más preferiblemente al 65 % o menos, y se establece aún más preferiblemente al 50 % o menos. Cuando la fracción en volumen de la fase de la ferrita es menos del 10 %, existe una posibilidad de que no se pueda lograr la suficiente ductilidad. Por otro lado, la fase de la ferrita es una estructura blanda, por lo que cuando la fracción en volumen de la misma supera el 75 %, no se puede obtener la suficiente resistencia.

"Fase de la ferrita bainítica y/o fase de la bainita"

20 La ferrita bainítica y/o la bainita es/son una(s) estructura(s) necesaria(s) para obtener eficientemente la fase de la austenita retenida, y está(n) preferiblemente contenida(s) en la estructura de chapa de acero en una cantidad del 10 al 50 % en total en fracción en volumen. Además, la fase de la ferrita bainítica y/o la fase bainítica son/es una(s) microestructura(s) con una resistencia que está en medio de una resistencia de una fase de ferrita dulce y de una fase de martensita dura, de la fase de martensita templada y de la fase de la austenita retenida, y desde un punto de vista de la capacidad de ensanchamiento del orificio la fase de la ferrita bainítica y/o la fase de la bainita está(n) más preferiblemente contenida(s) en una cantidad del 15 % o más, y aún más preferiblemente contenida(s) en una cantidad del 20 % o más. Por otro lado, no es preferible que la fracción en volumen de la fase de la ferrita bainítica y/o de la fase de la bainita supere el 50 %, ya que existe la preocupación de que se incremente excesivamente el límite elástico y se deteriore la capacidad de fijación de forma.

"Fase de la martensita templada"

30 La fase de la martensita templada es una estructura para mejorar la resistencia a la tracción. Sin embargo, la martensita se genera preferentemente consumiendo la austenita no transformada con un gran contenido de Si, por lo que hay una tendencia que una chapa de acero que contiene una gran cantidad de martensita templada tiene una pequeña cantidad de austenita retenida con un gran contenido de Si. Además, no es preferible que una cantidad de martensita templada sea del 10 % o más, ya que existe una preocupación de que se incremente excesivamente el límite elástico, y se deteriore la capacidad de fijación de forma. Por esta razón, en la presente invención, la martensita templada está limitada a menos del 10 % en fracción en volumen. La fase de la martensita templada es preferiblemente el 8 % o menos, y es más preferiblemente el 6 % o menos.

"Fase de la martensita fresca"

40 La fase de la martensita fresca mejora en gran medida la resistencia a la tracción, pero, por otro lado, se convierte en un punto de partida de destrucción para deteriorar la capacidad de ensanchamiento del orificio. Además, la martensita se genera mediante el consumo de forma de preferente de la austenita no transformada con un gran contenido de Si, por lo que hay una tendencia que una chapa de acero que contiene una gran cantidad de martensita fresca tiene una pequeña cantidad de austenita retenida con un gran contenido de Si. Desde un punto de vista de la capacidad de ensanchamiento del orificio, y de la capacidad de fijación de forma, la fase de la martensita fresca en la estructura de la chapa de acero se limita preferiblemente al 15 % o menos en fracción en volumen. Con el fin de aumentar aún más la capacidad de ensanchamiento del orificio, la fracción en volumen de la martensita fresca se establece más preferiblemente al 10 % o menos, y se establece aún más preferiblemente al 5 % o menos.

"Otras microestructuras"

50 También es posible que la estructura de chapa de acero de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención contenga una estructura distinta de la anterior, tal como perlita y/o cementita gruesa. Sin embargo, cuando se incrementa una cantidad de perlita y/o de cementita gruesa en la estructura de chapa de acero de la chapa de acero de alta resistencia, se deteriora la ductilidad. Por esta razón, una fracción en volumen de perlita y/o de cementita gruesa contenida en la estructura de chapa de acero es preferiblemente el 10 % o menos en total, y es más preferiblemente el 5 % o menos en total.

55 La fracción en volumen de cada estructura contenida en la estructura de chapa de acero de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención se puede medir mediante un método descrito a continuación, por ejemplo.

5 En cuanto a las fracciones en volumen de ferrita, ferrita bainítica, bainita, martensita templada y martensita fresca contenidas en la estructura de la chapa de acero de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención, se recoge una muestra al tiempo que se establece una sección transversal de espesor perpendicular a la dirección de la laminación de la chapa de acero como una superficie de observación, se pule la superficie de observación y se somete a decapado con nital, y para medir las fracciones de área se observa con un FE-SEM (por sus siglas en inglés) (Microscopio Electrónico de Barrido de Emisión de Campo) un intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor siendo 1/4 del espesor de la chapa el centro, y los resultados de la medición se pueden considerar como las fracciones en volumen.

10 Como se describe anteriormente, las fracciones de las microestructuras, excepto la fase de la austenita retenida, se pueden medir realizando la observación con el microscopio electrónico en una posición arbitraria de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor. Concretamente, se realiza una observación con el microscopio electrónico en tres o más campos de visión establecidos, sobre una superficie que es perpendicular a la superficie de la chapa de la chapa de acero base y paralela a la dirección de la laminación, al tiempo que se proporciona un intervalo de 1 mm o más entremedias en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor para calcular una fracción de área de cada estructura en un intervalo 15 donde el área de observación es de 5.000 μm^2 o más en total, y un resultado del cálculo se puede considerar como la fracción en volumen en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor.

20 La ferrita es una masa de granos cristalinos, y es una región en la que no existe carburo a base de hierro con un eje mayor de 100 nm o más en su interior. Téngase en cuenta que la fracción en volumen de la ferrita es una suma de una fracción en volumen de la ferrita restante a la temperatura máxima de calentamiento y una fracción en volumen de la ferrita recién generada en una región de temperaturas de transformación de la ferrita.

La ferrita bainítica es una agregación de granos cristalinos en forma de listón, y no contiene, en el interior del listón, carburo a base de hierro con un eje mayor de 20 nm o más.

25 La bainita es una agregación de granos cristalinos en forma de listón, que contiene, en el interior del listón, una pluralidad de carburos a base de hierro con un eje mayor de 20 nm o más, y esos carburos pertenecen a una única variante, a saber, un grupo de carburos a base de hierro que se extiende en la misma dirección. En la presente invención, el grupo de carburos a base de hierro que se extiende en la misma dirección significa uno que tiene una diferencia de 5° o menos en la dirección de la extensión del grupo de carburos a base de hierro.

30 La martensita templada es una agregación de granos cristalinos en forma de listón, que contiene, en el interior del listón, una pluralidad de carburos a base de hierro con un eje mayor de 20 nm o más, y esos carburos pertenecen a una pluralidad de variantes, a saber, una pluralidad grupos de carburos a base de hierro que se extienden en diferentes direcciones.

Téngase en cuenta que la bainita y la martensita templada se pueden distinguir fácilmente observando el carburo a base de hierro dentro del grano cristalino en forma de listón usando el FE-SEM (por sus siglas en inglés) y examinando la dirección de la extensión del mismo.

35 Además, la martensita fresca y la austenita retenida no están suficientemente corroídas por el decapado con nital. En consecuencia, la martensita fresca y la austenita retenida se distinguen claramente de las estructuras antes mencionadas (ferrita, ferrita bainítica, bainita, martensita templada) en la observación con el FE-SEM (por sus siglas en inglés).

40 Por lo tanto, la fracción en volumen de la martensita fresca se obtiene como una diferencia entre una fracción de área de una región no corroída observada con el FE-SEM (por sus siglas en inglés), y una fracción de área de la austenita retenida medida con rayos X.

(Componentes químicos)

A continuación, se describirán los componentes químicos (composición) de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención. Téngase en cuenta que, en la descripción dada de aquí en adelante, [%] indica [% en masa].

45 "C: del 0,075 al 0,300 %"

50 El C está contenido para aumentar la resistencia de la chapa de acero de alta resistencia. Sin embargo, si un contenido de C supera el 0,300 %, una soldabilidad se vuelve insuficiente. Desde un punto de vista de la soldabilidad, el contenido de C es preferiblemente el 0,250 % o menos, y es más preferiblemente el 0,220 % o menos. Por otro lado, si el contenido de C es menos del 0,075 %, se reduce la resistencia, y no es posible asegurar la resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más. Con el fin de aumentar la resistencia, el contenido de C es preferiblemente el 0,090 % o más, y es más preferiblemente el 0,100 % o más.

"Si: del 0,30 al 2,50 %"

Si es un elemento necesario para suprimir la generación de carburo a base de hierro en una etapa de recocido para obtener una cantidad predeterminada de austenita retenida. Sin embargo, si un contenido de Si supera el 2,50 %, se

5 vuelve quebradiza la chapa de acero, y se deteriora la ductilidad. Desde un punto de vista de la ductilidad, el contenido de Si es preferiblemente el 2,20 % o menos, y es más preferiblemente el 2,00 % o menos. Por otro lado, si el contenido de Si es menos del 0,30 %, se genera una gran cantidad de carburos a base de hierro en la etapa de recocido, lo que resulta en que no se puede obtener una cantidad suficiente de la fase de austenita retenida, y no es posible realizar tanto la resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más como la capacidad de fijación de forma. Con el fin de aumentar la capacidad de fijación de forma, un valor límite inferior de Si es preferiblemente el 0,50 % o más, y es más preferiblemente el 0,70 % o más.

"Mn: del 1,30 al 3,50 %"

10 El Mn se añade a la chapa de acero de la presente invención para aumentar la resistencia de la chapa de acero. Sin embargo, si un contenido de Mn supera el 3,50 %, se genera una porción concentrada en Mn grueso en una porción central en el espesor de la chapa de la chapa de acero, se produce fácilmente fragilidad, y se produce fácilmente un problema tal como la rotura de una losa fundida. Además, si el contenido de Mn supera el 3,50 %, también se deteriora la soldabilidad. Por lo tanto, es necesario establecer el contenido de Mn en el 3,50 % o menos. Desde un punto de vista de la soldabilidad, el contenido de Mn es preferiblemente el 3,20 % o menos, y es más preferiblemente el 3,00 % o menos. Por otro lado, si el contenido de Mn es menos del 1,30 %, se forma una gran cantidad de estructuras blandas durante el enfriamiento después del recocido, lo que hace difícil asegurar la resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más, por lo que se requiere establecer el contenido de Mn al 1,30 % o más. Con el fin de aumentar la resistencia, el contenido de Mn es preferiblemente el 1,50 % o más, y es más preferiblemente el 1,70 % o más.

"P: del 0,001 al 0,030 %"

20 El P tiende a segregarse en la parte central en el espesor de la chapa de acero, y fragiliza una zona de soldadura. Si un contenido P supera el 0,030 %, se produce una fragilidad significativa de la zona de soldadura, de modo que el contenido P se limita al 0,030 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de P, el valor de 0,001 % se establece como un valor límite inferior ya que los costos de fabricación aumentan en gran medida cuando el contenido de P se establece a menos del 0,001 %.

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

El S ejerce un efecto adverso sobre la soldabilidad y la manufacturabilidad durante la colada y la laminación en caliente. Por este motivo, se establece un valor límite superior del contenido S al 0,0100 % o menos. Además, el S se asocia con el Mn para formar MnS grueso y reduce la ductilidad y la capacidad de ensanchamiento del orificio, de modo que el contenido de S se establece preferiblemente al 0,0050 % o menos, y se establece más preferiblemente al 0,0025 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de S, se establece el valor de 0,0001 % como un valor límite inferior, ya que los costos de fabricación aumentan en gran medida cuando el contenido de S se establece a menos del 0,0001 %.

"Al: del 0,080 % al 1,500 %"

35 El Al es un elemento que suprime la generación del carburo a base de hierro para facilitar la obtención de la fase de la austenita retenida. Además, mediante la adición de una cantidad adecuada de Al, es posible aumentar una cantidad de Si de solución sólida en la fase de la austenita retenida para aumentar la capacidad de fijación de forma. Sin embargo, si un contenido de Al supera el 1,500 %, empeora la soldabilidad, de modo que un límite superior del contenido de Al se establece al 1,500 %. Desde este punto de vista, el contenido de Al se establece preferiblemente al 1,200 % o menos, y se establece más preferiblemente al 0,900 % o menos. Por otro lado, si el contenido de Al es menos del 0,080 %, es insuficiente el efecto de aumentar la cantidad de Si de solución sólida en la fase de la austenita retenida, y no es posible asegurar una suficiente capacidad de fijación de forma. Cuando se aumenta el Al, el Si se concentra fácilmente en la fase de la austenita retenida, por lo que el contenido de Al es preferiblemente 0,100 % o más, y es más preferiblemente 0,150 % o más.

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

45 El N forma un nitruro grueso y deteriora la ductilidad y la capacidad de ensanchamiento del orificio, por lo que se requiere que se suprima una cantidad añadida del mismo. Si un contenido de N supera el 0,0100 %, esta tendencia se hace evidente, de modo que un intervalo del contenido de N se establece al 0,0100 % o menos. Además, ya que el N causa una generación del orificio de soplado durante la soldadura, el contenido de N es preferiblemente pequeño. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de N, se establece el valor de 0,0001 % como un valor límite inferior ya que los costos de fabricación aumentan en gran medida cuando el contenido de N se establece a menos del 0,0001 %.

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

55 El O forma un óxido y deteriora la ductilidad y la capacidad de ensanchamiento del orificio, por lo que se requiere que se suprima una cantidad añadida del mismo. Si un contenido de O supera el 0,0100 %, se hace notable el deterioro de la capacidad de ensanchamiento del orificio, de modo que un límite superior del contenido de O se establece al 0,0100 % o menos. El contenido de O es preferiblemente el 0,0080 % o menos, y es más preferiblemente el 0,0060 % o menos.

% o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de O, el valor de 0,0001 % se establece como el límite inferior ya que los costos de fabricación aumentan en gran medida cuando el contenido de O se establece a menos del 0,0001 %.

5 La chapa de acero de alta resistencia de la presente invención puede contener además los siguientes elementos según las necesidades.

“Ti: del 0,005 al 0,150 %”

10 El Ti es un elemento que contribuye al aumento de la resistencia de la chapa de acero mediante el fortalecimiento del precipitado, al fortalecimiento del grano fino mediante la supresión del crecimiento de los granos cristalinos de ferrita, y al fortalecimiento de las dislocaciones mediante la supresión de la recristalización. Sin embargo, si un contenido de Ti supera el 0,150 %, aumenta la precipitación del carbonitruro, y se deteriora la capacidad para el conformado, por lo que el contenido de Ti es preferiblemente el 0,150 % o menos. Desde un punto de vista de la capacidad para el conformado, el contenido de Ti es más preferiblemente el 0,100 % o menos, y es aún más preferiblemente el 0,070 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de Ti, con el fin de obtener suficientemente el efecto de aumentar la resistencia proporcionada por el Ti, el contenido de Ti es preferiblemente el 0,005 % o más. Con el fin de aumentar la resistencia de la chapa de acero, el contenido de Ti es más preferiblemente el 0,010 % o más, y es aún más preferiblemente el 0,015 % o más.

“Nb: del 0,005 al 0,150 %”

20 El Nb es un elemento que contribuye al aumento de la resistencia de la chapa de acero mediante el fortalecimiento del precipitado, al fortalecimiento del grano fino mediante la supresión del crecimiento de los granos cristalinos de ferrita, y al fortalecimiento de las dislocaciones mediante la supresión de la recristalización. Sin embargo, si un contenido de Nb supera el 0,150 %, aumenta la precipitación del carbonitruro, y se deteriora la capacidad para el conformado, por lo que el contenido de Nb es preferiblemente el 0,150 % o menos. Desde un punto de vista de la capacidad para el conformado, el contenido de Nb es más preferiblemente el 0,100 % o menos, y es aún más preferiblemente el 0,060 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de Nb, con el fin de obtener suficientemente el efecto de aumentar la resistencia proporcionada por el Nb, el contenido de Nb es preferiblemente el 0,005 % o más. Con el fin de aumentar la resistencia de la chapa de acero, el contenido de Nb es más preferiblemente el 0,010 % o más, y es aún más preferiblemente el 0,015 % o más.

“V: del 0,005 al 0,150 %”

30 El V es un elemento que contribuye al aumento de la resistencia de la chapa de acero mediante el fortalecimiento del precipitado, al fortalecimiento del grano fino mediante la supresión del crecimiento de los granos cristalinos de la ferrita, y al fortalecimiento de las dislocaciones a través de la supresión de la recristalización. Sin embargo, si un contenido de V supera el 0,150 %, aumenta la precipitación del carbonitruro, y se deteriora la capacidad para el conformado, por lo que el contenido de V es preferiblemente el 0,150 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de V, con el fin de obtener suficientemente el efecto de aumentar la resistencia proporcionada por el V, el contenido de V es preferiblemente el 0,005 % o más.

“B: del 0,0001 al 0,0100 %”

40 El B es un elemento eficaz para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o de Mn. Si un contenido de B supera el 0,0100 %, se ve afectada la trabajabilidad durante el trabajo en caliente y se reduce la productividad, por lo que el contenido de B es preferiblemente el 0,0100 % o menos. Desde un punto de vista de la productividad, el contenido B es más preferiblemente el 0,0050 % o menos, y es aún más preferiblemente el 0,0030 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido B, con el fin de aumentar suficientemente la resistencia con el uso del B, el contenido de B se establece preferiblemente al 0,0001 % o más. Para aumentar la resistencia, el contenido B es más preferiblemente el 0,0003 % o más, y es aún más preferiblemente el 0,0005 % o más.

“Mo: del 0,01 a 1,00 %”

50 El Mo es un elemento eficaz para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o de Mn. Si un contenido Mo supera el 1,00 %, se ve afectada la trabajabilidad durante el trabajo en caliente y se reduce la productividad, por lo que el contenido de Mo es preferiblemente el 1,00 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de Mo, con el fin de aumentar suficientemente la resistencia con el uso del Mo, el contenido de Mo es preferiblemente el 0,01 % o más.

“W: del 0,01 al 1,00 %”

55 El W es un elemento eficaz para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o de Mn. Si un contenido de W supera el 1,00 %, se ve afectada la trabajabilidad durante el trabajo en caliente y se reduce la productividad, por lo que el contenido de W es preferiblemente el 1,00 % o menos. Aunque el efecto de la presente

invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de W, con el fin de aumentar suficientemente la resistencia con el uso del W, el contenido de W es preferiblemente el 0,01 % o más.

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

5 El Cr es un elemento eficaz para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o de Mn. Si un contenido de Cr supera el 2,00 %, se ve afectada la trabajabilidad durante el trabajo en caliente y se reduce la productividad, por lo que el contenido de Cr es preferiblemente el 2,00 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de Cr, con el fin de aumentar suficientemente la resistencia con el uso del Cr, el contenido de Cr es preferiblemente el 0,01 % o más.

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

10 El Ni es un elemento eficaz para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o de Mn. Si un contenido de Ni supera el 2,00 %, se ve afectada la soldabilidad, por lo que el contenido de Ni es preferiblemente el 2,00 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de Ni, con el fin de aumentar suficientemente la resistencia con el uso del Ni, el contenido de Ni es preferiblemente el 0,01 % o más.

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

20 El Cu es un elemento que existe en el acero como una partícula fina para aumentar la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o de Mn. Si un contenido de Cu supera el 2,00 %, se ve afectada la soldabilidad, por lo que el contenido de Cu es preferiblemente el 2,00 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de Cu, con el fin de aumentar suficientemente la resistencia con el uso del Cu, el contenido de Cu es preferiblemente el 0,01 % o más.

"Uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf, y REM del 0,0001 al 0,5000 % en total"

25 Ca, Ce, Mg, y REM (por sus siglas en inglés) son elementos eficaces para mejorar la capacidad para el conformado, y se pueden añadir uno o dos o más de ellos. Sin embargo, si un contenido total de uno o dos o más de Ca, Ce, Mg y REM (por sus siglas en inglés) supera el 0,5000 %, se puede ver afectada la ductilidad, de modo que, por lo contrario, un contenido total de los respectivos elementos es preferiblemente el 0,5000 % o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior del contenido de uno o dos o más de Ca, Ce, Mg y REM (por sus siglas en inglés), con el fin de lograr suficientemente el efecto de mejorar la capacidad para el conformado de la chapa de acero, el contenido total de los respectivos elementos es preferiblemente el 0,0001 % o más. Desde un punto de vista de la capacidad para el conformado, el contenido total de uno o dos o más de Ca, Ce, Mg y REM (por sus siglas en inglés) es más preferiblemente el 0,0005 % o más, y es aún más preferiblemente el 0,0010 % o más.

30 Téngase en cuenta que REM (por sus siglas en inglés) significa Metal de Tierras Raras, y representa un elemento perteneciente a la serie de los lantánidos. En la presente invención, REM (por sus siglas en inglés) y Ce se añaden a menudo en forma de metal misch, y hay un caso en el que los elementos de la serie de los lantanos están contenidos en una forma compleja, además de La y Ce. Incluso si estos elementos de la serie de los lantánidos diferentes de La y Ce están contenidos como impurezas inevitables, se muestra el efecto de la presente invención. Además, el efecto de la presente invención se muestra incluso si se añaden La y Ce metálicos.

35 Además, la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención se puede configurar como una chapa de acero galvanizado de alta resistencia formando una capa galvanizada o una capa galvanizada aleada sobre una superficie de la misma. Al formar la capa galvanizada sobre la superficie de la chapa de acero de alta resistencia, la chapa de acero de alta resistencia se convierte en una con una excelente resistencia a la corrosión. Además, al formar la capa galvanizada aleada sobre la superficie de la chapa de acero de alta resistencia, la chapa de acero de alta resistencia se convierte en una con una excelente resistencia a la corrosión y con una excelente adherencia del revestimiento. Además, la capa galvanizada o la capa galvanizada aleada pueden contener Al como impureza.

40 La capa galvanizada aleada puede contener uno o dos o más de Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi, Sr, I, Cs, y REM (por sus siglas en inglés), o uno o dos o más de los elementos pueden estar mezclados en la capa galvanizada aleada. Incluso si la capa galvanizada aleada contiene uno o dos o más de los elementos descritos anteriormente, o uno o dos o más de los elementos está(n) mezclado(s) en la capa galvanizada aleada, no se ve afectado el efecto de la presente invención, y a veces hay un caso preferible donde se mejoran la resistencia a la corrosión y la viabilidad dependiendo del contenido del elemento.

45 Un peso de revestimiento de la capa galvanizada o de la capa galvanizada aleada no está particularmente limitado, pero, es deseablemente 20 g/m² o más desde un punto de vista de la resistencia a la corrosión, y es deseablemente 150 g/m² o menos desde un punto de vista de la eficiencia económica. Además, un espesor medio de la capa galvanizada o de la capa galvanizada aleada se establece a no menos de 1,0 µm ni más de 50 µm. Si el espesor medio es menos de 1,0 µm, no es posible lograr una suficiente resistencia a la corrosión. El espesor medio se establece preferiblemente a 2,0 µm o más. Por otro lado, no es económico ajustar el espesor medio a más de 50,0 µm, y esto

afecta a la resistencia de la chapa de acero, y por lo tanto no es preferible. Desde un punto de vista del costo de la materia prima, cuanto más delgado sea el espesor de la capa galvanizada o de la capa galvanizada aleada, más favorable es, y por lo tanto el espesor es preferiblemente 30,0 μm o menos.

5 En cuanto al espesor medio de la capa de chapado, una sección transversal de espesor paralela a la dirección de la laminación de la chapa de acero se acaba para que sea una superficie de espejo, y se observa con el FE-SEM (por sus siglas en inglés), se miden los espesores de la capa de chapado en cinco puntos sobre una superficie frontal y en cinco puntos sobre una superficie trasera, es decir, 10 puntos en total de la chapa de acero, y se establece un valor medio de los espesores como el espesor de la capa de chapado.

10 Téngase en cuenta que, al realizar el tratamiento de aleación, se establece un contenido de hierro en la capa galvanizada aleada al 8,0 % o más, y es preferiblemente el 9,0 % o más para asegurar una buena resistencia a la descamación. Además, el contenido de hierro en la capa galvanizada aleada se establece al 12,0 % o menos, y es preferiblemente el 11,0 % o menos para asegurar una buena resistencia a la desintegración pulverulenta.

15 Además, en la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención, se puede formar una película de revestimiento hecha de un óxido compuesto que contiene un óxido de fósforo y/o fósforo sobre una superficie de la capa galvanizada. En consecuencia, la película de revestimiento puede funcionar como lubricante al realizar el procesamiento en la chapa de acero, lo que resulta en que se puede proteger la capa galvanizada formada sobre la superficie de la chapa de acero.

Método de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia

20 A continuación, se describirá un método de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención.

25 El método de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención incluye: una etapa de laminación en caliente que es una etapa de calentar una losa que contiene los componentes químicos antes mencionados a 1.100°C o más, realizar la laminación en caliente en la losa en una región de temperaturas en la que se establece una temperatura superior entre 850°C y una temperatura A_{r3} a una temperatura límite inferior, realizar el primer enfriamiento de realizar el enfriamiento en un intervalo desde una finalización de la laminación hasta un inicio del bobinado a una velocidad de 10°C/segundo o más como promedio, realizar el bobinado en un intervalo de temperaturas de bobinado de 600 a 750°C, y realizar un segundo enfriamiento de enfriar la chapa de acero bobinada en un intervalo desde la temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100)°C a una velocidad de 15°C/hora o menos como promedio; y una etapa de recocido continuo de realizar el recocido en la chapa de acero a una temperatura máxima de calentamiento de $(A_{c1} + 40)$ °C a 1.000°C después del segundo enfriamiento, a continuación realizar un tercer enfriamiento a una velocidad media de enfriamiento de 1,0 a 10,0°C/segundo en un intervalo de temperaturas máximas de calentamiento a 700°C, a continuación realizar el cuarto enfriamiento a una velocidad media de enfriamiento de 5,0 a 200,0°C/segundo en un intervalo desde 700°C hasta 500°C, y a continuación realizar el proceso de retención de retener la chapa de acero después de ser sometida al cuarto enfriamiento durante 30 a 1.000 segundos en un intervalo de 350 a 450°C.

En lo sucesivo, se describirán las razones para limitar las condiciones de fabricación descritas anteriormente.

Con el fin de fabricar la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención, en primer lugar, se fabrica por colada una losa que contiene los componentes químicos descritos anteriormente (composición).

40 Como la losa sometida a laminación en caliente, es posible emplear una losa colada de forma continua o una losa fabricada por una máquina de colada continua de planchones o similar. El método de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención es compatible con un proceso como la laminación directa de colada continua (CC-DR, por sus siglas en inglés) en el que la laminación en caliente se realiza justo después de la colada.

Etapas de laminación en caliente

45 En la etapa de laminación en caliente, se requiere establecer una temperatura de calentamiento de la losa a 1.100°C o más. Si la temperatura de calentamiento de la losa es excesivamente baja, una temperatura de finalización de la laminación está por debajo de una temperatura A_{r3} , se realiza la laminación en dos fases de la ferrita y la austenita, una estructura de chapa laminada en caliente se convierte en una estructura de grano dúplex heterogénea, y la estructura heterogénea permanece incluso después de ser sometida a las etapas de laminación en frío y recocido, lo que resulta en que se deterioran la ductilidad y la capacidad para el doblado. Además, la reducción de la temperatura de finalización de la laminación provoca un aumento excesivo de la carga de laminación, y existe la preocupación de que pueda llegar a ser difícil de realizar la laminación o que pueda ser defectuosa una forma de la chapa de acero laminada, por lo que se debe ajustar la temperatura de calentamiento de la losa a 1.100°C o más. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite superior de la temperatura de calentamiento de la losa, es deseable establecer el límite superior de la temperatura de calentamiento de la losa a 1.350°C o menos, ya que no es económicamente preferible establecer la temperatura de calentamiento a una temperatura excesivamente alta.

Téngase en cuenta que la temperatura Ar_3 se calcula en base a la siguiente ecuación.

$$Ar_3 = 901 - 325 \times C + 33 \times Si - 92 \times (Mn + Ni / 2 + Cr / 2 + Cu / 2 + Mo / 2) + 52 \times Al$$

En la ecuación anterior, C, Si, Mn, Ni, Cr, Cu, Mo, y Al representan los contenidos [% en masa] de los respectivos elementos. Un elemento que no está contenido se calcula como 0,

- 5 Un límite inferior de la temperatura de la laminación de acabado que es una temperatura de finalización de la laminación en caliente se establece a una temperatura más alta entre 850°C y la temperatura Ar_3 . Si la temperatura de finalización de la laminación es menos de 850°C, aumenta la carga de laminación durante la laminación de acabado, y existe la preocupación de que la laminación en caliente pueda llegar a ser difícil de realizar o que la forma de la chapa de acero laminada en caliente obtenida después de la laminación en caliente pueda ser defectuosa. Además, si la temperatura de finalización de la laminación es menor que la temperatura Ar_3 , la laminación en caliente se convierte en una laminación en dos fases de ferrita y austenita, y la estructura de la chapa de acero laminada en caliente a veces se convierte en una estructura de grano dúplex heterogénea.

15 Por otro lado, aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite superior de la temperatura de finalización de la laminación, cuando la temperatura de finalización de la laminación se establece a una temperatura excesivamente alta, es necesario establecer la temperatura de calentamiento de la losa a una temperatura excesivamente alta para asegurar la temperatura de finalización de la laminación. Por esta razón, es deseable establecer la temperatura límite superior de la temperatura de la laminación de acabado a 1.000°C o menos.

20 A continuación, se lleva a cabo el primer enfriamiento de realizar el enfriamiento en un intervalo que va desde la finalización de la laminación hasta el inicio del bobinado a una velocidad de 10°C/segundo o más como promedio, y el bobinado se realiza en un intervalo de temperaturas de bobinado desde 600 a 750°C. Además, se lleva a cabo el segundo enfriamiento de enfriar la chapa de acero bobinada en un intervalo desde la temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100)°C a una velocidad de 15°C/hora o menos como promedio.

La razón por la que la condición del bobinado después de la laminación en caliente y las condiciones del enfriamiento antes y después del bobinado se definen como se indica arriba se describirá en detalle.

- 25 En la presente invención, la etapa de bobinado después de la laminación en caliente y la primera y segunda etapas de enfriamiento antes y después de la etapa de bobinado son etapas muy importantes para distribuir el Si, el Mn y el Al.

30 En la presente invención, con el fin de controlar las distribuciones de las concentraciones de Si, Mn y Al en el hierro base de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero, se requiere que la fracción en volumen de la austenita sea el 50 % o más de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor después de que se bobina la chapa de acero. Si la fracción en volumen de la austenita de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor es menos del 50 %, la austenita desaparece justo después del bobinado debido a un progreso de la transformación de la fase, de modo que no proceden lo suficiente las distribuciones del Si y del Mn, lo que resulta en que no se pueden obtener las distribuciones de concentración de los elementos de solución sólida de la chapa de acero según la presente invención tal como se ha descrito anteriormente. Con el fin de facilitar eficazmente la distribución del Mn, la fracción en volumen de la austenita es preferiblemente el 70 % o más, y es más preferiblemente el 80 % o más. Por otro lado, incluso si la fracción en volumen de la austenita es el 100 %, la transformación de la fase procede después del bobinado, se genera la ferrita, y se inicia la distribución del Mn, de modo que no se proporciona particularmente un límite superior de la fracción en volumen de la austenita.

40 Como se describe anteriormente, con el fin de aumentar la fracción de la austenita cuando se bobina la chapa de acero, se requiere establecer la velocidad de enfriamiento en el primer enfriamiento en el intervalo de temperaturas desde la finalización de la laminación en caliente hasta el bobinado a 10°C/segundo como promedio. Si la velocidad media de enfriamiento en el primer enfriamiento es menos de 10°C/segundo, la transformación de la ferrita procede durante el enfriamiento, y existe la posibilidad de que la fracción en volumen de la austenita durante el bobinado sea menos del 50 %. Con el fin de aumentar la fracción en volumen de la austenita, la velocidad de enfriamiento es preferiblemente 13°C/segundo o más, y es más preferiblemente 15°C/segundo o más. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite superior de la velocidad de enfriamiento, la velocidad de enfriamiento se establece preferiblemente a 200°C/segundo o menos, ya que se requiere una instalación especial para obtener la velocidad de enfriamiento de más de 200°C/segundo, y los costos de fabricación aumentan significativamente.

- 50 Si la chapa de acero se bobina a una temperatura superior a 800°C después del primer enfriamiento, aumenta excesivamente un espesor de óxido formado sobre la superficie de la chapa de acero, y se deteriora la capacidad de ser decapada, de modo que la temperatura de bobinado se establece a 750°C o menos. Con el fin de aumentar la capacidad de ser decapada, la temperatura de bobinado es preferiblemente 720°C o menos, y es más preferiblemente 700°C o menos. Por otro lado, si la temperatura de bobinado es menos de 600°C, es insuficiente una distribución del

elemento de aleación, de modo que la temperatura de bobinado se establece a 600°C o más. Además, con el fin de aumentar la fracción de la austenita después del bobinado, se establece preferiblemente la temperatura de bobinado a 615°C o más, y se establece más preferiblemente a 630°C o más.

5 Téngase en cuenta que ya que es difícil medir directamente la fracción en volumen de la austenita durante la fabricación, para determinar la fracción en volumen de la austenita en el momento del bobinado en la presente invención, se corta una pequeña pieza de la losa antes de la laminación en caliente, se lamina la pequeña pieza o se comprime a una temperatura y a una relación de reducción iguales que la del laminado de acabado (último paso) de la laminación en caliente, se enfría el resultado con agua justo después de ser enfriado a una velocidad de enfriamiento igual que la presente durante un período de tiempo desde la finalización de la laminación en caliente hasta la finalización del bobinado, a continuación se miden las fracciones de las fases de la pequeña pieza, y se establece una suma de las fracciones en volumen de la martensita apagada, de la martensita templada, y de la fase de la austenita retenida como una fracción en volumen de la austenita durante el bobinado.

El segundo enfriamiento que es la etapa de enfriamiento para la chapa de acero bobinado es una etapa importante para controlar las distribuciones de los elementos de Si, Mn y Al.

15 En la presente invención, las condiciones del primer enfriamiento descrito anteriormente se controlan para ajustar la fracción de la austenita durante el bobinado al 50 % o más, y luego se lleva a cabo el enfriamiento lento en un intervalo desde la temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100)°C a una velocidad de 15°C/hora o menos. Mediante la realización del enfriamiento lento después del bobinado como se describe anteriormente, se puede configurar la estructura de la chapa de acero para que tenga una estructura bifásica de ferrita y austenita y, además, es posible obtener las distribuciones de Si, Mn y Al de la presente invención.

Ya que la distribución del Mn después del bobinado es más probable que proceda a medida que la temperatura se hace más alta, se requiere establecer la velocidad de enfriamiento de la chapa de acero a 15°C/hora o menos particularmente en un intervalo desde la temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100)°C.

25 Además, con el fin de hacer que la distribución del Mn proceda desde la ferrita hasta la austenita para obtener la distribución del Mn tal como se describe anteriormente, se requiere crear un estado donde coexistan las dos fases de ferrita y austenita, y conservar este estado durante un largo período de tiempo. Si la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100)°C supera los 15°C/hora, la transformación de las fases procede excesivamente, y puede desaparecer la austenita en la chapa de acero, de modo que la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100)°C se establece a 15°C/hora o menos. Con el fin de hacer que proceda la distribución del Mn desde la ferrita hasta la austenita, la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100)°C se establece preferiblemente a 14°C/hora o menos, y se establece más preferiblemente a 13°C/hora o menos. Aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite inferior de la velocidad de enfriamiento, es preferible establecer el límite inferior a 1°C/hora o más, ya que se requiere realizar la retención de calor durante un largo período de tiempo para establecer la velocidad de enfriamiento a menos de 1°C/hora, y esto aumenta significativamente los costos de fabricación.

Además, no hay problema si la chapa de acero se recalienta después del bobinado dentro de un intervalo para satisfacer la velocidad media de enfriamiento del segundo enfriamiento.

40 El decapado se realiza en la chapa de acero laminada en caliente fabricada como arriba. Un óxido en la superficie de la chapa de acero se puede eliminar por decapado, por lo que el decapado es importante para mejorar una propiedad de conversión de la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío como un producto final y una capacidad de recubrimiento por inmersión en caliente de la chapa de acero laminada en frío para una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente o para una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada. Además, el decapado se puede realizar de una vez o de una pluralidad de veces por separado.

45 También es posible realizar la laminación en frío en la chapa de acero laminada en caliente después de ser sometida a decapado, con el propósito de ajustar el espesor de la chapa y corregir la forma. Cuando se realiza la laminación en frío, se establece una relación de reducción dentro de un intervalo del 30 al 75 %. Si la relación de reducción es menos del 30 %, es difícil mantener la forma plana, y la ductilidad del producto final se vuelve muy pobre, por lo que la relación de reducción se establece al 30 % o más. Con el fin de aumentar simultáneamente la resistencia y la ductilidad, es eficaz recrystalizar la ferrita durante el aumento de la temperatura, y reducir los diámetros de los granos. Desde este punto de vista, la relación de reducción es preferiblemente el 40 % o más, y es más preferiblemente el 45 % o más.

50 Por otro lado, en la laminación en frío en la que la relación de reducción supera el 75 %, se incrementa demasiado una carga de laminación en frío, lo que resulta en que se hace difícil realizar la laminación en frío. Por esta razón, se establece un límite superior de la relación de reducción al 75 %. Desde un punto de vista de la carga de laminación en frío, la relación de reducción es preferiblemente el 70 % o menos.

Etapa de recocido continuo

A continuación, se hace pasar la chapa de acero a través de una línea de recocido continuo para realizar una etapa

de recocido continuo, fabricando así la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia.

En primer lugar, se realiza el recocido estableciendo que una temperatura máxima de calentamiento es desde $(Ac_1 + 40)^\circ\text{C}$ a 1.000°C . Este intervalo de temperaturas es un intervalo en el que coexisten dos fases de ferrita y austenita, y es posible facilitar aún más las distribuciones de Si, Mn y Al como se describe anteriormente.

- 5 Si la temperatura máxima de calentamiento es menos de $(Ac_1 + 40)^\circ\text{C}$, se mantiene un gran número de carburos gruesos a base de hierro en la chapa de acero en un estado insoluble, y se deteriora significativamente la capacidad para el conformado, de modo que la temperatura máxima de calentamiento se establece a $(Ac_1 + 40)^\circ\text{C}$ o más. Desde un punto de vista de la capacidad para el conformado, se establece preferiblemente la temperatura máxima de calentamiento a $(Ac_1 + 50)^\circ\text{C}$ o más, y se establece más preferiblemente a $(Ac_1 + 60)^\circ\text{C}$ o más. Por otro lado, si la temperatura máxima de calentamiento supera los 1.000°C , se facilita la difusión del átomo y se reducen las distribuciones de Si, Mn y Al, de modo que la temperatura máxima de calentamiento se establece a 1.000°C o menos. Con el fin de controlar las cantidades de Si, Mn, y Al en la fase de la austenita retenida, la temperatura máxima de calentamiento es preferiblemente la temperatura Ac_3 o menos.

- 15 A continuación, se realiza el tercer enfriamiento de enfriar la chapa de acero desde la temperatura máxima de calentamiento antes descrita hasta 700°C . En el tercer enfriamiento, si una velocidad media de enfriamiento supera los $10,0^\circ\text{C/segundo}$, una fracción de ferrita en la chapa de acero se vuelve fácilmente no uniforme y se deteriora la capacidad para el conformado, de modo que un límite superior de la velocidad media de enfriamiento se establece a $10,0^\circ\text{C/segundo}$. Por otro lado, si la velocidad media de enfriamiento es menos de $1,0^\circ\text{C/segundo}$, se genera una gran cantidad de ferrita y perlita, y no es posible obtener la fase de la austenita retenida, de modo que se establece un límite inferior de la velocidad media de enfriamiento a $1,0^\circ\text{C/segundo}$. Para obtener la fase de la austenita retenida, la velocidad media de enfriamiento se establece preferiblemente a $2,0^\circ\text{C/segundo}$ o más, y se establece más preferiblemente a $3,0^\circ\text{C/segundo}$ o más.

- 25 Después del tercer enfriamiento, se realiza además el cuarto enfriamiento de enfriar la chapa de acero de 700°C a 500°C . En el cuarto enfriamiento, si una velocidad media de enfriamiento es menos de $5,0^\circ\text{C/segundo}$, se genera una gran cantidad de perlita y/o de carburo a base de hierro, y no se mantiene la fase de la austenita retenida, de modo que un límite inferior de la velocidad media de enfriamiento se establece a $5,0^\circ\text{C/segundo}$ o más. Desde este punto de vista, la velocidad media de enfriamiento es preferiblemente $7,0^\circ\text{C/segundo}$ o más, y es más preferiblemente $8,0^\circ\text{C/segundo}$ o más. Por otra parte, aunque el efecto de la presente invención se muestra sin determinar particularmente un límite superior de la velocidad media de enfriamiento, el límite superior de la velocidad media de enfriamiento se establece a $200,0^\circ\text{C/segundo}$ desde un punto de vista del coste, ya que se requiere una instalación especial para obtener la velocidad media de enfriamiento de más de $200^\circ\text{C/segundo}$.

- 30 Téngase en cuenta que una temperatura de parada del enfriamiento en el cuarto enfriamiento se establece preferiblemente a $(Ms - 20)^\circ\text{C}$ o más. Esto se debe a que, si la temperatura de parada del enfriamiento está en gran medida por debajo de un punto Ms, la austenita no transformada se transforma en martensita, y no es posible obtener suficientemente austenita retenida en la que se concentra el Si. Desde este punto de vista, la temperatura de parada del enfriamiento se establece más preferiblemente en el punto Ms o más.

El punto Ms se calcula en base a de la siguiente ecuación.

$$\text{Punto Ms } [^\circ\text{C}] = 541 - \frac{474 \text{ C}}{(1 - \text{VF})} - 15 \text{ Si} - 35 \text{ Mn} - 17 \text{ Cr} - 17 \text{ Ni} + 19 \text{ Al}$$

- 40 En la ecuación anterior, VF representa una fracción en volumen de la ferrita, y C, Si, Mn, Cr, Ni y Al representan las cantidades añadidas [% en masa] de los respectivos elementos. Téngase en cuenta que ya que es difícil medir directamente la fracción en volumen de ferrita durante la fabricación, para determinar el punto Ms en la presente invención, se corta una pequeña pieza de la chapa de acero laminada en frío antes de que la chapa de acero se haga para pasar a través de la línea de recocido continuo y se somete a recocido basado en un historial de temperaturas igual que cuando la pequeña pieza se hace para pasar a través de la línea de recocido continuo, se mide un cambio en el volumen de la ferrita en la pequeña pieza, y se establece un valor numérico calculado usando el resultado de la medición como la fracción en volumen (VF) de la ferrita.

- 45 Además, con el fin de hacer que la transformación de la bainita proceda para obtener la fase de la austenita retenida, se realiza un proceso de retención en el que la chapa de acero se retiene en un intervalo de 350 a 450°C durante 30 a 1.000 segundos después del cuarto enfriamiento. Si un tiempo de retención es corto, no procede la transformación de la bainita, lo que resulta en que se vuelve insuficiente la concentración del C en la fase de la austenita retenida, y no puede permanecer una cantidad suficiente de austenita retenida. Desde este punto de vista, se establece un límite inferior del tiempo de retención a 30 segundos. El tiempo de retención es preferiblemente 40 segundos o más, y es más preferiblemente 60 segundos o más. Por otro lado, si el tiempo de retención es excesivamente largo, se genera carburo a base de hierro, se consume el C como carburo a base de hierro, y no se puede obtener una cantidad suficiente de la fase de la austenita retenida, de modo que el tiempo de retención se establece a 1.000 segundos o menos. Desde este punto de vista, el tiempo de retención es preferiblemente 800 segundos o menos, y es más preferiblemente 600 segundos o menos.

Además, con el fin de establecer la martensita templada a menos del 10 %, la velocidad media de enfriamiento en el cuarto enfriamiento se establece preferiblemente de 10 a 190°C /s como método de fabricación. Además, en el proceso de retención después del cuarto enfriamiento, el tiempo de retención se establece preferiblemente de 50 a 600 segundos.

5 Téngase en cuenta que al realizar el enfriamiento sin realizar un recalentamiento de más de 600°C como en la presente solicitud, la concentración del Si concentrado en la fase de la austenita retenida se puede mantener tal cual. Si la temperatura supera los 600°C, una velocidad de difusión del elemento de aleación se vuelve muy rápida, y se produce una redistribución del Si entre la austenita retenida y una microestructura en la periferia de la austenita retenida, lo que resulta en que se reduce la concentración del Si en la austenita.

10 Además, en la presente invención, también es posible formar una chapa de acero galvanizado de alta resistencia realizando la electrogalvanización, después del proceso de retención descrito anteriormente, sobre la chapa de acero de alta resistencia obtenida haciendo que la chapa de acero pase a través de la línea de recocido continuo por el método antes mencionado.

15 Además, la presente solicitud describe un método para fabricar un acero galvanizado de alta resistencia mediante el siguiente método usando la chapa de acero de alta resistencia obtenida mediante el método descrito anteriormente.

Específicamente, la chapa de acero galvanizado de alta resistencia se puede fabricar de manera similar al caso en que la chapa de acero laminada en caliente o la chapa de acero laminada en frío antes descrita se hace para pasar a través de la línea de recocido continuo, excepto que la chapa de acero de alta resistencia obtenida se sumerge en un baño de galvanización entre el cuarto enfriamiento y el proceso de retención o después del proceso de retención.

20 En consecuencia, es posible obtener una chapa de acero galvanizado de alta resistencia con una capa galvanizada formada sobre una superficie de la misma, y con alta ductilidad y capacidad de ensanchamiento del orificio.

Además, también es posible realizar un tratamiento de aleación en el que la chapa de acero después de ser sumergida en el baño de galvanización se recalienta de 460°C a 600°C y se retiene durante dos segundos o más, para de ese modo hacer que la capa de chapado en la superficie sea aleada.

25 Mediante la realización de tal tratamiento de aleación, se forma sobre la superficie una aleación de Zn-Fe formada por aleación de la capa galvanizada sobre la superficie, lo que resulta en que se obtiene una chapa de acero galvanizado de alta resistencia con la capa galvanizada aleada sobre una superficie de la misma.

30 El baño de galvanización no está particularmente limitado, e incluso si uno o dos o más de Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi, Sr, I, Cs, y REM (por sus siglas en inglés), se mezcla(n) en el baño de galvanización, no se ve afectado el efecto de la presente invención, y a veces hay un caso preferible donde se mejoran la resistencia a la corrosión y la viabilidad, dependiendo del contenido del elemento. Además, el Al también puede estar contenido en el baño de galvanización. En este caso, es preferible establecer una concentración del Al en el baño a no menos del 0,05 % ni más del 0,15 %.

35 Además, una temperatura en el tratamiento de aleación es preferiblemente de 480 a 560°C, y un tiempo de retención en el tratamiento de aleación es preferiblemente de 15 a 60 segundos.

Además, no hay problema si se proporciona una película de revestimiento hecha de un óxido compuesto que contiene un óxido de fósforo y/o fósforo a una capa superficial de cada una de estas chapas de acero galvanizado.

Téngase en cuenta que la presente invención no se limita a los ejemplos descritos anteriormente.

40 Por ejemplo, en el método de fabricación de la chapa de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, también es posible realizar el recubrimiento con un tipo o con una pluralidad de tipos seleccionados de Ni, Cu, Co y Fe, sobre la chapa de acero antes de ser sometida al recocido, con el fin de mejorar la adherencia del recubrimiento.

45 Además, en la presente invención, no hay problema si la laminación de temple se realiza en la chapa de acero después de ser sometida al recocido, con el fin de la corrección de la forma. Sin embargo, cuando una relación de reducción después del recocido supera el 10 %, se causa el endurecimiento por trabajo de la parte de la ferrita blanda y se deteriora en gran medida la ductilidad, por lo que la relación de reducción se establece preferiblemente a menos del 10 %.

Con el uso de la chapa de acero de alta resistencia según la presente invención como se describe anteriormente, ya que el Mn se concentra en la fase de la austenita retenida, es posible estabilizar la fase de la austenita retenida, y aumentar la resistencia a la tracción.

50 Además, en la chapa de acero de alta resistencia según la presente invención, ya que el Si también se concentra en la fase de la austenita retenida, de manera similar al Mn, es posible desestabilizar moderadamente la fase de la austenita retenida, causar fácilmente la transformación cuando se aplica una deformación, y causar suficiente endurecimiento por trabajo en la etapa inicial en el momento del procesamiento en la región de baja deformación. Como resultado de esto, es posible lograr una excelente capacidad de fijación de forma. Por otro lado, en la región de alta deformación, es posible aumentar la estabilidad de la fase de la austenita retenida, y hacer que el Si contribuya a

la ductilidad local.

Además, en la chapa de acero de alta resistencia según la presente invención, el Al que es un elemento para suprimir la generación del carburo a base de hierro se añade en una cantidad adecuada, y el procesamiento se realiza en base a una historia térmica predeterminada en la etapa de laminación en caliente, lo que resulta en que el Si se puede concentrar eficientemente en la austenita retenida. Además, en este momento, el Al muestra la distribución de concentración opuesta a la distribución de concentración del Si, de modo que es posible crear un estado de distribución en el que existe Si o Al en una cantidad igual o superior a una cantidad promedio en el área entera de la chapa de acero. En consecuencia, se suprime la generación de carburo a base de hierro y se puede evitar que el C se consuma como carburo, de modo que es posible asegurar de una forma estable la fase de la austenita retenida, lo que resulta en que se pueden mejorar en gran medida la capacidad de fijación de forma, la ductilidad y la resistencia a la tracción.

Además, en el método de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia según la presente invención, mediante el control de la etapa de bobinado después de la laminación en caliente y de la primera y segunda etapas de enfriamiento antes y después de la etapa de bobinado, es posible asegurar la suficiente fase de la austenita retenida, y distribuir el Si, el Mn y el Al en la chapa de acero.

15 Ejemplos

De aquí en adelante, se describirá el efecto de la presente invención en base a ejemplos, pero, la presente invención no se limita a las condiciones empleadas en los siguientes ejemplos.

Se colaron losas que contenían los componentes químicos (composición) de A a AD presentadas en las Tablas 1 y 2, la laminación en caliente se realizó en las condiciones (temperatura de calentamiento de la losa, temperatura de finalización de la laminación en caliente) presentadas en las Tablas 3 a 5 justo después de la colada, el enfriamiento se realizó en las condiciones de velocidad media de enfriamiento en el primer enfriamiento desde la finalización de la laminación en caliente hasta el inicio del bobinado presentadas en las Tablas 3 a 5, el bobinado se realizó a temperaturas de bobinado presentadas en las Tablas 3 a 5, el enfriamiento se realizó en las condiciones de velocidad media de enfriamiento en el segundo enfriamiento después del bobinado presentadas en la Tabla 2, y luego se realizó el decapado. Téngase en cuenta que los ejemplos experimentales 6, 49 y 87 se dejaron como tales después del decapado, y los otros ejemplos experimentales se sometieron a la laminación en frío a las relaciones de reducción descritas en las Tabla 3 a 5, y se sometieron a recocido en las condiciones presentadas en las Tablas 6 a 8, para obtener así las chapas de acero de los ejemplos experimentales 1 al 93.

Además, después de enfriar las chapas de acero después de ser sometidas al recocido a temperatura ambiente, se realizó la laminación en frío a una relación de reducción del 0,15 % en los ejemplos experimentales 9 a 28, y se realizó la laminación en frío a una relación de reducción del 0,55 % en los ejemplos experimentales 47 a 67.

A partir de entonces, en cada uno de los ejemplos experimentales 15 y 85, se proporcionó una película de revestimiento realizada de un óxido compuesto que contenía P a una capa superficial de una chapa de acero galvanizado.

Téngase en cuenta que Ac_1 y Ac_3 de las Tablas 6 a 8 se calcularon en base a las siguientes fórmulas empíricas.

$$Ac_1 [^{\circ}C] = 723 - 10,7 Mn + 19,1 Si + 29,1 Al - 16,9 Ni + 16,9 Cr$$

$$Ac_3 [^{\circ}C] = 910 - 203\sqrt{C} + 44,7 Si - 30 Mn + 200 Al - 20 Ni - 10 Cr$$

Las condiciones del recocido presentadas en las Tablas 6 a 8 incluyen la temperatura máxima de calentamiento en la etapa de calentamiento, la velocidad media de enfriamiento en la tercera etapa de enfriamiento en la que se realiza el enfriamiento desde la temperatura máxima de calentamiento a 700°C, la velocidad media de enfriamiento en la cuarta etapa de enfriamiento en la que se realiza el enfriamiento de 700°C a 500°C, y el tiempo de retención en el proceso de retención en un intervalo de 350°C a 450°C para hacer que continúe la transformación de la bainita.

Además, un tipo de acero CR mostrado en las Tablas 6 a 8 indica una chapa de acero laminada en frío obtenida mediante la realización de la laminación en frío después del decapado, un tipo de acero HR indica que una chapa de acero laminada en caliente es la chapa de acero que se deja como tal después del decapado, un tipo de acero IG indica una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente obtenida mediante la realización de la galvanización por inmersión en caliente sobre una superficie de la chapa de acero, un tipo de acero GA indica una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada obtenida mediante la realización de un tratamiento de aleación después de realizar la galvanización por inmersión en caliente, y un tipo de acero EG indica una chapa de acero electrogalvanizada obtenida mediante la realización de la electrogalvanización sobre una superficie de la chapa de acero. Téngase en cuenta que una temperatura de aleación al realizar el tratamiento de aleación se estableció a una temperatura presentada en la Tabla 3, y un tiempo de retención en la aleación se estableció a 25 segundos.

Además, al fabricar la chapa de acero electrogalvanizada (EG), se llevaron a cabo el desengrasado alcalino, el lavado con agua, el decapado y el lavado de agua con el fin de un procesamiento previo de galvanoplastia, sobre la chapa

ES 2 766 756 T3

de acero después de ser sometida al recocido. A partir de entonces, se realizó un tratamiento electrolítico en la chapa de acero después de ser sometida al preprocesamiento usando un dispositivo de electrodeposición del tipo de circulación líquida con un baño de recubrimiento que contenía sulfato de zinc, sulfato de sodio, y ácido sulfúrico a una densidad de corriente de 100 A/dm² hasta que se obtuvo un espesor de recubrimiento predeterminado, y se realizó la galvanización.

5

[Tabla 1]

EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA
A	0,198	1,22	2,45	0,003	0,0010	0,101	0,0100	0,0013
B	0,220	1,45	1,84	0,008	0,0043	0,094	0,0052	0,0022
C	0,183	1,22	2,00	0,004	0,0020	0,122	0,0030	0,0017
D	0,282	0,61	2,49	0,005	0,0003	0,802	0,0021	0,0012
E	0,150	0,85	2,84	0,009	0,0031	0,902	0,0012	0,0011
F	0,121	1,87	2,28	0,011	0,0022	0,153	0,0026	0,0017
G	0,080	1,98	2,89	0,008	0,0013	0,203	0,0043	0,0029
H	0,168	1,11	2,33	0,009	0,0025	0,302	0,0044	0,0007
I	0,200	1,62	1,47	0,013	0,0019	0,401	0,0080	0,0041
J	0,120	1,64	1,35	0,017	0,0022	0,605	0,0047	0,0028
K	0,210	0,94	2,82	0,014	0,0007	1,403	0,0076	0,0015
L	0,187	1,49	1,61	0,018	0,0020	0,903	0,0027	0,0013
M	0,197	1,29	1,46	0,021	0,0025	0,550	0,0057	0,0052
N	0,201	0,41	2,61	0,008	0,0030	0,221	0,0039	0,0071
O	0,131	1,76	2,47	0,022	0,0013	0,133	0,0048	0,0027
P	0,151	1,97	2,33	0,014	0,0033	0,141	0,0031	0,0015
Q	0,176	1,78	2,93	0,010	0,0005	0,451	0,0013	0,0028
R	0,156	1,65	2,83	0,018	0,0037	0,105	0,0022	0,0009
S	0,142	2,08	1,95	0,013	0,0042	0,203	0,0101	0,0008
T	0,093	2,42	2,14	0,016	0,0007	0,155	0,0017	0,0006
U	0,211	2,30	2,48	0,030	0,0016	0,173	0,0044	0,0015
V	0,201	1,86	1,83	0,016	0,0011	0,128	0,0028	0,0015
W	0,242	2,02	1,98	0,010	0,0044	0,304	0,0026	0,0012
X	0,198	1,73	1,51	0,011	0,0020	0,142	0,0041	0,0030
Y	0,135	1,61	3,37	0,010	0,0023	0,152	0,0022	0,0020
Z	0,210	2,15	2,65	0,019	0,0017	0,118	0,0040	0,0017
AA	<u>0,003</u>	0,98	2,29	0,007	0,0017	0,254	0,0028	0,0008
AB	0,172	<u>0,08</u>	2,23	0,006	0,0018	0,251	0,0027	0,0009
AC	0,170	0,90	<u>0,54</u>	0,005	0,0017	0,251	0,0028	0,0009
AD	0,173	0,94	2,21	0,005	0,0017	<u>0,003</u>	0,0027	0,0008

[Tabla 2]

EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	Ti	Nb	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	W	Ca	Ce	Mg	Zr	Hf	REM	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
	% EN MASA															
A																EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
B																EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
C										0,0020						EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
D											0,0021					EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
E												0,0017				EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
F															0,0021	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
G				1,73												EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
H																EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
I															0,0005	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
J				0,71						0,0015						EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
K							0,20				0,0014					EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO DE COMPOSICION	Ti	Nb	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	W	Ca	Ce	Mg	Zr	Hf	REM
	% EN MASA														
L	0,088														EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
M	0,042		0,0013									0,0013			EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
N	0,016		0,0034							0,0012					EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
O	0,050	0,070	0,0038												EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
P		0,029													EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
Q					0,44	0,47								0,0012	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
R				0,55									0,0014		EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
S								0,57							EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
T			0,0073						0,15		0,0009				EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
U					1,22	0,83									EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
V	0,143	0,050													EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
W															EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

EJEMPLO DE COMPOSICION	Ti	Nb	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	W	Ca	Ce	Mg	Zr	Hf	REM	
	% EN MASA															
X							0,04					0,0017				EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
Y																EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
Z								0,144								EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
AA																EJEMPLO COMPARATIVO
AB																EJEMPLO COMPARATIVO
AC																EJEMPLO COMPARATIVO
AD																EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 3]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICION	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA		PUNTO DE TRANSFORMACION AR ₃	TEMPERATURA DE FINALIZACION DE LA LAMINACION EN CALIENTE		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO HASTA EL INICIO DEL BOBINADO		TEMPERATURA DE BOBINADO	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO DESPUES DEL BOBINADO		RELACION DE REDUCCION DE LA LAMINACION EN FRI	
		°C	°C		°C	°C	°C/SEGUNDO	°C/HORA		°C	%		
1	A	1.152	882	662	882	34	643	15	643	48	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
2	A	1.172	893	662	893	38	658	6	658	47	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
3	A	1.201	896	662	896	17	623	10	623	55	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
4	A	1.152	702	662	702	33	630	8	630	48	EJEMPLO COMPARATIVO		

ES 2 766 756 T3

5	B	1.189	715	891	27	674	11	52	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
6	B	1.169	715	913	27	696	7	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
7	B	1.155	715	916	37	670	13	60	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
8	B	1.203	715	883	31	<u>452</u>	15	52	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
9	C	1.203	704	912	23	689	12	61	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
10	C	1204	704	925	24	713	15	60	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
11	C	1.214	704	944	25	692	9	45	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
12	C	1.194	704	878	21	656	<u>42</u>	61	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
13	D	1.238	651	923	25	635	12	69	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
14	D	1.219	651	934	24	657	12	42	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
15	D	1.227	651	935	19	645	7	43	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
16	D	1.211	651	954	24	671	5	69	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
17	E	1.297	668	954	24	648	12	58	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
18	E	1.270	668	964	18	671	8	54	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
19	E	1.298	668	962	18	637	12	46	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

20	E	1.287	668	964	17	646	7	58	EJEMPLO COMPARATIVO
21	F	1.182	727	874	18	673	13	62	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
22	F	1.190	727	885	18	686	9	59	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
23	F	1.175	727	873	20	659	7	43	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
24	F	1.192	727	860	27	685	7	62	EJEMPLO COMPARATIVO
25	G	1.192	612	867	54	659	8	46	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
26	G	1.201	612	891	57	682	10	41	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
27	G	1.197	612	874	55	640	7	52	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
28	G	1.243	612	866	56	710	12	46	EJEMPLO COMPARATIVO
29	H	1.242	688	892	68	661	12	53	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
30	H	1.210	688	908	46	686	9	58	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

[Tabla 4]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA °C	PUNTO DE TRANSFORMACIÓN AR ₃ °C	TEMPERATURA DE FINALIZACIÓN DE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE °C	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO HASTA EL INICIO DEL BOBINADO °C/SEGUNDO		TEMPERATURA DE BOBINADO °C	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO DESPUÉS DEL BOBINADO °C/HORA		RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LA LAMINACIÓN EN FRÍO %	
					66	°C/SEGUNDO		14	°C/HORA	44	%
31	H	1.212	688	925	66	673	66	14	44		

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA		PUNTO DE TRANSFORMACIÓN AR ₃	TEMPERATURA DE FINALIZACIÓN DE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO HASTA EL INICIO DEL BOBINADO		TEMPERATURA DE BOBINADO	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO DESPUÉS DEL BOBINADO		RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LA LAMINACIÓN EN FRÍO	
		°C	°C		°C	°C	°C/SEGUNDO	°C		°C/HORA	%		
32	H	1.232	688	921	48	637	11	53	EJEMPLO COMPARATIVO				
33	I	1.263	776	888	49	693	10	69	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
34	I	1.240	776	907	49	713	10	45	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
35	I	1.254	776	918	42	684	14	40	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
36	I	1.242	776	913	41	674	7	69	EJEMPLO COMPARATIVO				
37	J	1.172	794	919	66	647	9	47	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
38	J	1.194	794	936	52	668	6	59	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
39	J	1.205	794	947	62	634	8	58	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
40	J	1.182	794	958	60	682	15	47	EJEMPLO COMPARATIVO				
41	K	1.182	668	934	25	697	11	59	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
42	K	1.194	668	958	21	720	15	54	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
43	K	1.178	668	971	28	712	11	43	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
44	L	1.163	787	952	23	659	10	62	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA		PUNTO DE TRANSFORMACIÓN AR ₃	TEMPERATURA DE FINALIZACIÓN DE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE		VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO HASTA EL INICIO DEL BOBINADO		TEMPERATURA DE BOBINADO	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO DESPUÉS DEL BOBINADO		RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LA LAMINACIÓN EN FRÍO	
		°C	°C		°C	°C	°C/SEGUNDO	°C		°C/HORA	%		
45	L	1.174	787	966	24	675	6	52	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
46	L	1.196	787	976	23	655	10	52	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
47	M	1.172	777	974	24	663	9	55	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
48	M	1.192	777	997	21	674	13	60	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
49	M	1.181	777	850	26	645	5	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
50	N	1.211	626	928	23	682	9	60	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
51	N	1.205	626	947	24	700	13	48	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
52	N	1.215	626	929	24	689	14	55	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
53	O	1.209	701	918	21	691	8	58	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
54	O	1.229	701	942	23	712	10	49	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
55	O	1.246	701	956	25	698	6	51	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				
56	P	1.211	711	922	17	673	11	52	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION				

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA		PUNTO DE TRANSFORMACIÓN AR ₃	TEMPERATURA DE FINALIZACIÓN DE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO HASTA EL INICIO DEL BOBINADO		TEMPERATURA DE BOBINADO	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO DESPUES DEL BOBINADO		RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LA LAMINACIÓN EN FRÍO	
		°C	°C			°C/SEGUNDO	°C		°C/HORA	%		
57	P	1.232	711	937	937	21	629	10	59	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
58	P	1.216	711	937	937	17	664	7	49	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
59	Q	1.293	620	892	892	17	666	12	47	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
60	Q	1.273	620	913	913	28	678	8	44	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		

[Tabla 5]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA		PUNTO DE TRANSFORMACIÓN AR ₃	TEMPERATURA DE FINALIZACIÓN DE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO HASTA EL INICIO DEL BOBINADO		TEMPERATURA DE BOBINADO	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO DESPUES DEL BOBINADO		RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LA LAMINACIÓN EN FRÍO	
		°C	°C			°C/SEGUNDO	°C		°C/HORA	%		
61	Q	1.249	620	902	902	24	673	9	50	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
62	R	1.173	630	948	948	23	654	13	59	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
63	R	1.193	630	972	972	20	673	14	59	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
64	R	1.184	630	988	988	17	641	13	45	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
65	S	1.164	757	873	873	26	682	7	49	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		

ES 2 766 756 T3

66	S	1.172	757	883	17	705	10	58	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
67	S	1.195	757	890	25	687	5	60	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
68	T	1.183	766	883	37	688	7	62	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
69	T	1.153	766	905	27	701	9	46	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
70	T	1.135	766	901	34	685	13	59	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
71	U	1.177	605	897	20	691	8	58	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
72	U	1.182	605	922	25	630	12	44	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
73	U	1.186	605	939	23	693	10	54	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
74	V	1.257	736	874	28	686	9	61	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
75	V	1.237	736	888	23	701	15	53	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
76	V	1.251	736	889	24	677	10	59	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
77	W	1.283	730	921	34	672	13	45	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
78	W	1.253	730	942	31	610	6	50	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
79	W	1.281	730	932	27	668	12	51	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

ES 2 766 756 T3

80	X	1.184	762	947	38	661	8	44	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCIÓN
81	X	1.192	762	971	28	679	10	57	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCIÓN
82	X	1.168	762	957	28	675	13	55	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCIÓN
83	Y	1.173	610	878	18	659	8	47	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCIÓN
84	Y	1.153	610	888	23	680	11	42	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCIÓN
85	Y	1.171	610	904	17	651	10	43	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCIÓN
86	Z	1.223	669	869	17	682	15	62	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCIÓN
87	Z	1.204	669	886	28	614	6	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCIÓN
88	Z	1.218	669	905	17	686	12	55	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCIÓN
89	AA	1.224	735	919	32	693	12	58	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
90	AB	1.253	656	922	37	694	7	54	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
91	AC	1.155	839	883	35	673	8	57	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
92	AD	1.196	673	887	30	664	15	62	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
93	D	1.207	651	903	23	625	13	50	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
94	D	1.189	651	915	1	683	12	50	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 6]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	AC ₁	AC ₁ + 40	AC ₃	TEMPERATURA MÁXIMA DE CALENTAMIENTO	TERCERA ETAPA DE ENFRÍA-MIENTO	CUARTA ETAPA DE ENFRÍA-MIENTO		PROCESO DE RETENCIÓN	TRATAMIENTO DE ALEACIÓN		
								VELOCIDAD MEDIA DE ENFRÍA-MIENTO	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRÍA-MIENTO		TIEMPO DE RETENCIÓN	TEMPERATURA DE ALEACIÓN	
			°C	°C	°C	°C	°C/SEGUNDO	°C/SEGUNDO	SEGUNDO	°C	°C		
1	A	CR	723	763	822	815	5	113	420	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
2	A	CR	723	763	910	820	5	103	420	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
3	A	GA	723	763	880	776	6	86	364	516	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
4	A	CR	723	763	822	821	5	108	299	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO	
5	B	CR	733	773	842	805	3	113	421	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
6	B	HR	733	773	842	808	3	95	421	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
7	B	GI	733	773	842	811	3	60	133	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
8	B	CR	733	773	842	815	3	75	431	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO	
9	C	CR	728	768	917	826	5	34	201	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
10	C	CR	728	768	917	836	9	58	201	-	-	EXAMEN DE LA PRESENTE INVENCION	
11	C	EG	728	768	917	901	9	62	61	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
12	C	CR	728	768	917	858	5	57	56	-	-	EJEMPLO COMPARATIVO	

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	AC ₁	AC ₁ + 40	AC ₃	TEMPERATURA MÁXIMA DE CALENTAMIENTO	TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		CUARTA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	PROCESO DE RETENCIÓN	TRATAMIENTO DE ALEACIÓN		
							VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO	°C/SEGUNDO			VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO	°C/SEGUNDO	
13	D	CR	732	772	963	815	8	69	91	SEGUNDO	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
14	D	CR	732	772	963	893	3	30	91		-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
15	D	GA	732	772	963	824	3	45	185		482		EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
16	D	CR	732	772	963	1.052	8	45	268		-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
17	E	CR	735	775	884	861	10	68	276		-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
18	E	CR	735	775	884	819	7	119	276		-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
19	E	GI	735	775	884	852	9	43	346		-	-	INVENCION
20	E	CR	735	775	884	654	10	95	461		-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
21	F	CR	738	778	877	827	9	191	297		-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
22	F	CR	738	778	877	801	10	73	297		-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
23	F	EG	738	778	877	840	1	91	222		-	-	EXAMEN PLE DE LA INVENCION ACTUAL
24	F	CR	738	778	877	824	0.1	22	89		-	-	EJEMPLO COMPARATIVO
25	G	CR	764	804	868	844	6	65	94		-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

26	G	CR	764	804	868	831	2	25	94	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
27	G	GA	764	804	868	856	1	34	371	481	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
28	G	CR	764	804	868	862	20	13	205	-	EJEMPLO COMPARATIVO
29	H	CR	728	768	927	787	8	85	332	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
30	H	CR	728	768	927	909	5	75	332	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

[Tabla 7]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICION	TIPO DE ACERO	AC ₁		AC ₃	TEMPERATURA MAXIMA DE CALENTAMIENTO	TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		CUARTA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		PROCESO DE RETENCION	TRATAMIENTO DE ALEACION	
			°C	°C			VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO °C/SEGUNDO	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO °C/SEGUNDO	TIEMPO DE RETENCION	TEMPERATURA DE ALEACION		°C	
31	H	GI	728	768	927	780	5	84	73	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
32	H	CR	728	768	927	872	8	2	211	-	EJEMPLO COMPARATIVO		
33	I	CR	750	790	985	858	7	21	576	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
34	I	CR	750	790	985	835	6	102	576	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
35	I	EG	750	790	985	848	8	14	235	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		
36	I	CR	750	790	985	849	7	88	12	-	EJEMPLO COMPARATIVO		
37	J	CR	769	809	1.053	878	4	72	382	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION		

ES 2 766 756 T3

38	J	CR	769	809	1.053	882	5	22	382	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
39	J	GA	769	809	1.053	969	1	23	228	546	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
40	J	CR	769	809	1.053	937	4	29	3072	-	EJEMPLO COMPARATIVO
41	K	CR	751	791	1.017	938	5	113	191	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
42	K	CR	751	791	1.017	878	4	68	191	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
43	K	GI	751	791	1.017	898	7	70	363	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
44	L	CR	769	799	942	853	2	48	261	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
45	L	CR	759	799	942	865	1	185	261	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
46	L	EG	759	799	942	845	9	12	594	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
47	M	CR	747	787	805	803	7	53	161	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
48	M	CR	747	787	805	800	2	49	161	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
49	M	HR-GA	747	787	805	797	5	68	167	529	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
50	N	CR	710	750	867	804	5	48	82	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
51	N	CR	710	750	867	808	8	84	82	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

52	N	GI	710	750	867	803	3	109	521	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
53	O	CR	734	774	875	792	8	24	66	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
54	O	CR	734	774	875	793	10	59	66	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
55	O	EG	734	774	875	871	10	55	500	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
56	P	CR	739	779	896	818	4	86	518	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
57	P	CR	739	779	896	890	2	14	518	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
58	P	GA	739	779	896	825	3	34	67	472	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
59	Q	CR	731	771	835	834	3	185	303	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
60	Q	CR	731	771	835	781	1	165	303	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

[Tabla 8]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICION	TIPO DE ACERO	AC ₁	AC ₁₊₄₀	AC ₃	TEMPERATURA MAXIMA DE CALENTAMIENTO	TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		CUARTA ETAPA DE ENFRIAMIENTO	PROCESO DE RETENCION	TRATAMIENTO DE ALEACION	
							VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO °C/SEGUNDO	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO °C/SEGUNDO			TIEMPO DE RETENCION SEGUNDOS	TEMPERATURA DE ALEACION °C
61	Q	GI	731	771	835	814	8	94	310	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
62	R	CR	736	776	906	809	9	80	432	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICION	TIPO DE ACERO	AC ₁	AC ₁₊₄₀	AC ₃	TEMPERATURA MAXIMA DE CALENTAMIENTO °C	TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		CUARTA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		PROCESO DE RETENCION		TRATAMIENTO DE ALEACION		
							VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO °C/SEGUNDO	TIEMPO DE RETENCION SEGUNDOS	TIEMPO DE RETENCION SEGUNDOS	TEMPERATURA DE ALEACION °C					
63	R	CR	736	776	906	861	7	39	432	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
64	R	EG	736	776	906	894	6	65	73	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
65	S	CR	747	787	923	829	8	61	130	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
66	S	CR	747	787	923	865	8	69	130	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
67	S	GA	747	787	923	876	7	56	82	508	-	-	-	EXAMEN PLE DE LA INVENCION ACTUAL	
68	T	CR	751	791	858	833	6	27	361	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
69	T	CR	761	791	858	810	3	63	361	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
70	T	GI	751	791	858	806	1	78	277	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
71	U	CR	726	766	871	799	5	57	366	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
72	U	CR	726	766	871	782	6	14	366	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
73	U	EG	726	766	871	829	4	78	213	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
74	V	CR	742	782	903	881	7	174	528	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICION	TIPO DE ACERO	AC ₁	AC ₁₊₄₀	AC ₃	TEMPERATURA MAXIMA DE CALENTAMIENTO	TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		CUARTA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		PROCESO DE RETENCION		TRATAMIENTO DE ALEACION		EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
							VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO °C/SEGUNDO	TIEMPO DE RETENCION SEGUNDOS	TIEMPO DE RETENCION SEGUNDOS	TEMPERATURA DE ALEACION °C	TEMPERATURA DE ALEACION °C				
75	V	CR	742	782	903	860	10	54	528	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
76	V	GA	742	782	903	884	2	48	343	522	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
77	W	CR	750	790	879	848	10	67	287	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
78	W	CR	750	790	879	806	4	75	287	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
79	W	GI	750	790	879	870	6	34	444	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
80	X	CR	743	783	836	818	4	94	71	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
81	X	CR	743	783	836	808	3	86	71	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
82	X	EG	743	783	836	804	5	107	92	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
83	Y	CR	722	762	856	845	3	38	175	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
84	Y	CR	722	762	856	817	3	116	175	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
85	Y	GA	722	762	856	850	7	56	286	493	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
86	Z	CR	739	779	925	883	8	26	365	-	-	-	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICION	TIPO DE ACERO	AC ₁	AC ₁₊₄₀	AC ₃	TEMPERATURA MAXIMA DE CALENTAMIENTO	TERCERA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		CUARTA ETAPA DE ENFRIAMIENTO		PROCESO DE RETENCION	TRATAMIENTO DE ALEACION		
							VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO °C/SEGUNDO		TIEMPO DE RETENCION SEGUNDOS	TEMPERATURA DE ALEACION °C				
87	Z	HR	739	779	925	854	4	47	365	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION			
88	Z	GI	739	779	925	856	7	115	274	-	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION			
89	AA	CR	725	765	853	776	6	120	455	-	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>			
90	AB	CR	708	748	901	869	5	119	456	-	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>			
91	CA	CR	742	782	802	794	4	108	81	-	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>			
92	AD	CR	717	757	910	775	8	59	576	-	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>			
93	D	CR	732	772	963	1.050	25	82	409	-	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>			
94	D	CR	732	772	963	846	4	53	352	-	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>			

5 Las Tablas 9 a 11 representan los resultados del análisis de las microestructuras. Los resultados se obtuvieron midiendo, en cada una de las chapas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 93, las fracciones de las microestructuras cuando se estableció como superficie de observación una superficie paralela a y con un espesor de 1/4 de una superficie de la chapa de acero. Además de las fracciones de las microestructuras, se midió una cantidad de la fase de la austenita retenida (γ retenida) basada en el análisis de rayos X, y las fracciones de la ferrita (F), la bainita (B), la ferrita bainítica (BF), la martensita templada (TM) y la martensita fresca (M) que eran las otras microestructuras que se obtuvieron cortando una sección transversal de espesor paralela a la dirección de la laminación, realizando el decapado con nital en la sección transversal pulida hasta que era una superficie de espejo, y observando la sección transversal usando el FE-SEM (por sus siglas en inglés) (microscopio electrónico de escaneo de emisión de campo).

10

[Tabla 9]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA								
			FRACCIÓN EN VOLUMEN								
			F	B	BF	TM	M	γ RETENIDA	OTRAS		
			%	%	%	%	%	%	%		
1	A	CR	42	3	38	1	4	10	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
2	A	CR	40	5	37	2	3	13	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
3	A	BA	32	3	44	4	1	13	3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
4	A	CR	47	3	36	0	0	12	2	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	
5	B	CR	50	4	31	6	0	8	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
6	B	HR	41	6	39	5	0	6	3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
7	B	GI	36	4	44	5	2	7	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
8	B	CR	42	10	38	0	0	9	1	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	
9	C	CR	36	4	35	0	3	19	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
10	C	CR	42	9	32	0	3	14	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
11	C	EG	44	4	36	0	3	11	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
12	C	CR	36	3	45	2	1	10	3	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	
13	D	CR	31	7	41	4	3	12	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
14	D	CR	34	7	39	5	2	13	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
15	D	GA	39	0	46	0	4	10	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
16	D	CR	0	4	56	23	5	11	1	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	
17	E	CR	43	0	46	0	1	8	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
18	E	CR	41	6	40	0	1	9	4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
19	E	GI	39	9	39	0	3	9	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
20	E	CR	79	0	0	0	0	0	21	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	
21	F	CR	49	2	35	0	2	9	3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
22	F	CR	48	8	33	0	2	8	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
23	F	EG	47	5	39	0	1	8	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA								
			FRACCIÓN EN VOLUMEN								
			F	B	BF	TM	M	Y RETENIDA	OTRAS		
			%	%	%	%	%	%	%		
24	F	CR	78	0	0	0	4	0	18	EJEMPLO COMPARATIVO	
25	G	CR	20	2	45	15	2	14	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
26	G	CR	28	4	46	10	2	10	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
27	G	GA	33	2	54	0	0	10	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
28	G	CR	5	1	63	10	5	13	3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
29	H	CR	35	70	36	4	3	11	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
30	H	CR	40	6	37	2	3	11	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	

[Tabla 10]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA								
			FRACCIÓN EN VOLUMEN								
			F	B	BF	TM	M	Y RETENIDA	OTRAS		
			%	%	%	%	%	%	%		
31	H	GI	47	5	37	1	0	9	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
32	H	CR	65	8	6	0	3	6	12	EJEMPLO COMPARATIVO	
33	I	CR	33	0	49	0	2	14	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
34	I	CR	37	7	41	0	2	13	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
35	I	EG	35	5	47	0	2	6	5	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
36	I	CR	35	5	22	8	24	4	2	EJEMPLO COMPARATIVO	
37	J	CR	38	1	48	0	2	9	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
38	J	CR	32	11	43	0	2	8	4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
39	J	GA	37	2	46	0	3	10	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
40	J	CR	42	39	14	0	0	2	3	EJEMPLO COMPARATIVO	
41	K	CR	21	7	38	18	1	13	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA OBSERVACIÓN DE MICROESTRUCTURA								
			FRACCIÓN EN VOLUMEN								
			F	B	BF	TM	M	Y RETENIDA	OTRAS		
			%	%	%	%	%	%	%		
42	K	CR	29	8	42	11	1	9	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
43	K	GI	31	9	32	16	2	8	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
44	L	CR	34	3	44	5	4	8	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
45	L	CR	32	7	42	4	4	10	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
46	L	EG	27	2	38	25	1	7	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
47	M	CR	34	2	42	0	2	19	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
48	M	CR	38	8	39	0	2	12	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
49	M	HR-GA	37	10	40	0	0	11	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
50	N	CR	44	16	25	0	3	10	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
51	N	CR	48	12	26	0	3	11	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
52	N	GI	53	14	16	0	2	12	3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
53	O	CR	41	4	40	0	3	11	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
54	O	CR	47	5	36	0	3	9	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
55	O	EG	46	1	42	0	0	9	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
56	P	CR	29	8	47	0	0	16	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
57	P	CR	34	8	48	0	0	10	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
58	P	GA	32	11	48	0	1	8	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
59	Q	CR	36	9	38	0	1	15	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
60	Q	CR	38	8	37	0	1	15	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	

ES 2 766 756 T3

[Tabla 11]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA								
			FRACCIÓN EN VOLUMEN								
			F	B	BF	TM	M	V RETENIDA	OTRAS		
			%	%	%	%	%	%	%		
61	Q	GI	35	4	45	0	3	10	3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
62	R	CR	28	4	53	0	4	9	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
63	R	CR	32	8	43	0	4	13	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
64	R	EG	36	10	41	0	0	13	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
65	S	CR	27	10	44	0	2	16	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
66	S	CR	25	2	63	0	2	6	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
67	S	GA	23	6	58	0	1	10	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
68	T	CR	22	8	60	0	3	6	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
69	T	CR	29	8	52	0	3	8	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
70	T	GI	24	11	52	0	0	9	4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
71	U	CR	42	2	14	32	0	9	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
72	U	CR	43	1	18	27	0	9	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
73	U	EG	41	0	22	25	1	11	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
74	V	CR	25	12	48	0	1	12	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
75	V	CR	37	5	49	0	1	7	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
76	V	GA	41	2	46	0	1	8	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
77	W	CR	29	2	62	0	1	5	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	

ES 2 766 756 T3

78	W	CR	35	7	49	0	1	8	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
79	W	GI	31	12	45	0	3	9	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
80	X	CR	41	6	44	0	2	7	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
81	X	CR	45	6	38	0	2	9	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
82	X	EG	45	1	38	0	4	10	2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
83	Y	CR	48	3	38	0	1	9	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
84	Y	CR	45	7	35	0	3	10	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
85	Y	GA	42	4	43	0	0	8	3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
86	Z	CR	32	9	38	0	4	17	0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
87	Z	HR	46	6	34	0	4	9	1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
88	Z	GI	41	3	41	0	1	11	3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
89	AA	CR	<u>98</u>	0	0	0	0	<u>0</u>	2	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
90	AB	CR	62	17	5	0	16	<u>0</u>	0	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
91	CA	CR	84	1	10	0	0	5	0	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
92	AD	CR	63	1	22	0	0	14	0	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
93	D	CR	12	6	41	12	2	<u>27</u>	0	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
94	D	CR	36	12	24	18	0	10	0	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

Las Tablas 12 a 14 representan los resultados del análisis de los componentes en las chapas de acero obtenidas. Además de los resultados del análisis de los componentes, se determinó una cantidad de carbono de solución sólida (C_v) en la fase de la austenita retenida basada en el análisis de rayos X.

5 Se determinó una cantidad de Mn de solución sólida en la fase de la austenita retenida de la siguiente manera.

10 En primer lugar, se cortó una sección transversal de espesor paralela a la dirección de la laminación de cada una de las chapas de acero obtenidas en un intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero, se realizó un análisis de EPMA (por sus siglas en inglés) en la sección transversal pulida hasta ser una superficie de espejo para crear un mapa de la concentración del Mn, y se determinó una cantidad promedio de Mn (W_{Mn^*}). Además, en el mismo intervalo, se hizo un mapa de una distribución de la fase de la austenita retenida usando un dispositivo de análisis EBSD (por sus siglas en inglés) proporcionado junto con el FE-SEM (por sus siglas en inglés), el resultado se superpuso con el mapa de la concentración del Mn, y se extrajo únicamente el resultado del análisis del componente en la fase de la austenita retenida, para determinar así la cantidad de Mn de solución sólida (W_{Mn_v}) en la fase de la austenita retenida.

15 También se determinó una cantidad de Si de solución sólida en la fase de la austenita retenida de manera similar a la

ES 2 766 756 T3

de la cantidad de Mn de solución sólida.

En primer lugar, se llevó a cabo el análisis EPMA (por sus siglas en inglés) y la investigación analítica para determinar un mapa de la concentración del Si, una cantidad promedio de Si (W_{Si^*}), y una cantidad de Si de solución sólida Si (W_{Si^y}) en la austenita retenida.

- 5 También se determinó una cantidad de Al de solución sólida en la fase de la austenita retenida de manera similar a la de la cantidad de Mn de solución sólida.

En primer lugar, se llevó a cabo el análisis EPMA (por sus siglas en inglés) para determinar un mapa de la concentración del Al y una cantidad promedio de Al (W_{Al^*}).

- 10 Téngase en cuenta que "-" representa la cantidad de C de solución sólida, la cantidad de Mn de solución sólida y la cantidad de Si de solución sólida en los ejemplos experimentales 89 y 90, e indica que la medición era imposible de realizar. Esto es porque la fracción en volumen de la fase de la austenita retenida era del 0 % en los dos ejemplos experimentales 89 y 90, tal como se presenta en las Tablas 9 a 11, y, en consecuencia, era imposible medir una cantidad de cualquier elemento de solución sólida.

- 15 A continuación, a partir de los resultados del análisis EPMA (por sus siglas en inglés), se determinó una suma (F) de la cantidad de Si normalizada (W_{Si} / W_{Si^*}) y de la cantidad de Al normalizada (W_{Al} / W_{Al^*}) en cada punto de medición, se creó un histograma de las mismas, y se determinó un valor de moda y una curtosis K.

Los resultados de las mismas se presentan en las Tablas 12 a 14.

[Tabla 12]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DEL ANÁLISIS DE LOS COMPONENTES					
			C_y	W_{Mn^y} / W_{Mn^*}	W_{Si^y} / W_{Si^*}	VALOR DE MODA	CURTOSIS K	
			% EN MASA					
1	A	CR	0,92	1,25	1,48	1,96	3,91	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
2	A	CR	0,96	1,12	1,36	1,97	4,04	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
3	A	GA	0,96	1,46	1,41	1,97	4,17	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
4	A	CR	0,95	1,31	1,24	2,04	5,21	<u>EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION</u>
5	B	CR	0,94	1,35	1,43	2,02	4,70	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
6	B	HR	0,95	1,40	1,48	1,96	3,24	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
7	B	GI	0,96	1,33	1,31	2,05	5,78	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
8	B	CR	0,95	<u>1,06</u>	<u>0,97</u>	<u>1,93</u>	<u>1,95</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
9	C	CR	0,94	1,45	1,21	1,96	4,74	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
10	C	CR	0,95	1,37	1,39	1,97	3,00	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
11	C	EG	0,96	1,49	1,45	1,95	5,76	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
12	C	CR	0,93	<u>1,07</u>	<u>0,88</u>	<u>1,90</u>	<u>1,90</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
13	D	CR	0,95	1,30	1,45	2,03	3,11	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
14	D	CR	0,95	1,42	1,37	1,97	3,29	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
15	D	GA	0,93	1,20	1,46	2,00	3,45	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
16	D	CR	0,94	<u>1,06</u>	<u>1,07</u>	1,97	4,93	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
17	E	CR	0,91	1,29	1,33	2,00	3,22	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DEL ANÁLISIS DE LOS COMPONENTES					
			C_V	W_{Mn^*} / W_{Mn^*}	W_{Si^*} / W_{Si^*}	VALOR DE MODA	CURTOSIS K	
			% EN MASA					
18	E	CR	0,93	1,21	1,40	1,96	4,46	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
19	E	GI	0,96	1,50	1,19	1,95	5,97	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
20	E	CR	0,93	1,38	1,46	2,03	3,94	EJEMPLO COMPARATIVO
21	F	CR	0,90	1,48	1,13	2,01	3,80	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
22	F	CR	0,93	1,49	1,20	1,99	3,15	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
23	F	EG	0,95	1,40	1,24	1,95	4,71	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
24	F	CR	0,96	1,50	1,26	2,05	3,33	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
25	G	CR	0,93	1,42	1,51	1,98	3,62	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
26	G	CR	0,92	1,46	1,38	2,02	2,38	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
27	G	GA	0,95	1,41	1,36	1,99	5,66	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
28	G	CR	0,94	1,25	1,37	2,00	5,60	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
29	H	CR	0,95	1,33	1,49	1,99	5,55	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
30	H	CR	0,96	1,47	1,34	2,03	3,71	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

[Tabla 13]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DEL ANÁLISIS DE LOS COMPONENTES					
			C_V	W_{Mn^*} / W_{Mn^*}	W_{Si^*} / W_{Si^*}	VALOR MODA	CURTOSIS K	
			% EN MASA					
31	H	GI	0,93	1,48	1,37	2,03	5,62	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
32	H	CR	0,93	1,40	1,43	2,02	3,62	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
33	I	CR	0,88	1,49	1,38	2,05	4,41	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
34	I	CR	0,95	1,30	1,29	1,97	5,89	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
35	I	EG	0,92	1,31	1,20	2,00	5,28	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
36	I	CR	<u>0,65</u>	1,35	1,28	1,98	3,51	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
37	J	CR	0,91	1,23	1,45	2,00	3,18	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
38	J	CR	0,93	1,32	1,39	1,99	3,09	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
39	J	GA	0,93	1,50	1,27	1,97	4,81	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
40	J	CR	0,95	1,30	1,47	2,02	3,32	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
41	K	CR	0,94	1,31	1,39	2,04	4,22	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
42	K	CR	0,94	1,24	1,33	1,98	3,15	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DEL ANÁLISIS DE LOS COMPONENTES					
			C_v	W_{Mny} / W_{Mn^*}	W_{Siv} / W_{Si^*}	VALOR MODA	CURTOSIS K	
			% EN MASA					
43	K	GI	0,96	1,45	1,40	1,97	4,17	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
44	L	CR	0,95	1,46	1,39	1,98	4,08	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
45	L	CR	0,95	1,20	1,12	2,04	5,46	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
46	L	EG	0,86	1,34	1,22	1,98	5,62	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
47	M	CR	0,96	1,31	1,24	2,01	2,51	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
48	M	CR	0,96	1,45	1,45	2,04	3,88	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
49	M	HR-GA	0,92	1,20	1,36	1,95	4,25	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
50	N	CR	0,93	1,20	1,23	1,99	3,56	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
51	N	CR	0,96	1,35	1,30	1,95	3,99	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
52	N	GI	0,94	1,17	1,41	2,05	5,57	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
53	O	CR	0,92	1,35	1,30	2,03	5,15	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
54	O	CR	0,95	1,30	1,21	2,04	4,74	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
55	O	EG	0,93	1,45	1,42	1,99	3,92	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
56	P	CR	0,85	1,44	1,36	1,97	4,44	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
57	P	CR	0,92	1,31	1,21	1,96	4,13	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
58	P	GA	0,96	1,27	1,22	1,96	3,31	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
59	Q	CR	0,93	1,43	1,49	1,96	5,57	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
60	Q	CR	0,95	1,25	1,25	2,03	3,22	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

[Tabla 14]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DEL ANÁLISIS DE LOS COMPONENTES					
			C_v	W_{Mny} / W_{Mn^*}	W_{Siv} / W_{Si^*}	VALOR MODA	CURTOSIS K	
			% EN MASA					
61	Q	GI	0,83	1,41	1,24	1,96	4,79	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
62	R	CR	0,91	1,29	1,37	2,04	3,37	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
63	R	CR	0,94	1,46	1,40	1,99	4,05	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
64	R	EG	0,95	1,49	1,44	1,99	4,75	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

ES 2 766 756 T3

65	S	CR	0,91	1,34	1,35	1,97	4,14	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
66	S	CR	0,87	1,46	1,35	1,96	2,73	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
67	S	GA	0,94	1,45	1,27	2,00	3,61	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
68	T	CR	0,95	1,40	1,49	2,02	5,15	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
69	T	CR	0,96	1,37	1,22	1,95	3,70	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
70	T	GI	0,95	1,31	1,50	1,99	5,14	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
71	U	CR	0,92	1,38	1,40	1,96	4,06	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
72	U	CR	0,94	1,15	1,50	2,04	4,01	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
73	U	EG	0,96	1,34	1,38	1,96	5,71	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
74	V	CR	0,94	1,36	1,30	2,00	3,33	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
75	V	CR	0,92	1,34	1,33	2,04	4,49	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
76	V	GA	0,93	1,21	1,38	1,99	5,55	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
77	W	CR	0,95	1,45	1,34	1,98	5,03	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
78	W	CR	0,92	1,33	1,20	2,03	3,21	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
79	W	GI	0,92	1,33	1,37	2,00	3,18	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
80	X	CR	0,88	1,36	1,37	1,96	5,66	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
81	X	CR	0,87	1,40	1,25	1,98	4,64	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
82	X	EG	0,84	1,20	1,48	1,95	4,76	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
83	Y	CR	0,94	1,28	1,46	2,01	3,86	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
84	Y	CR	0,92	1,45	1,42	1,99	3,60	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
85	Y	GA	0,96	1,31	1,34	1,99	3,38	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
86	Z	CR	0,93	1,42	1,28	1,99	3,56	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

ES 2 766 756 T3

87	Z	HR	0,94	1,43	1,26	1,98	3,45	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
88	Z	GI	0,94	1,47	1,21	2,01	3,89	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
89	AA	CR	-	-	-	<u>2,11</u>	<u>1,45</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
90	AB	CR	-	-	-	<u>2,14</u>	<u>1,76</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
91	AC	CR	0,91	<u>1,05</u>	1,24	2,01	<u>1,84</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
92	AD	CR	0,95	1,23	<u>0,95</u>	<u>2,09</u>	<u>1,70</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
93	D	CR	0,91	1,27	1,23	2,03	4,01	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
94	D	CR	0,97	<u>1,04</u>	<u>1,06</u>	<u>2,10</u>	<u>1,85</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

A continuación, en las Tablas 15 a 17 se muestran los resultados de la evaluación de las propiedades de las chapas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 94.

5 Las piezas de la prueba de tracción basadas en la norma JIS Z 2201 se recogieron de las chapas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 94, y se realizó una prueba de tracción basada en la norma JIS Z 2241 para medir un límite elástico (YS, por sus siglas en inglés), una resistencia a la tracción (TS, por sus siglas en inglés) y un alargamiento total (EL).

10 Además, se llevó a cabo una prueba de expansión del orificio para evaluar la capacidad de ensanchamiento del orificio basada en la norma JFST1001 para determinar un valor límite de expansión del orificio (λ) que es un índice de la capacidad de ensanchamiento del orificio.

15 Además, se llevó a cabo una prueba de flexión en V de 90 grados para evaluar la capacidad de fijación de forma. Se cortó una pieza de prueba de 35 mm x 100 mm de cada una de las chapas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 94, se pulió mecánicamente una superficie de corte de cizalladura, y se llevó a cabo la prueba de flexión al tiempo que se estableció un radio de curvatura para doblar el espesor de la chapa de cada una de las capas de acero, en el que se midió un ángulo realizado por la pieza de prueba después del conformado, y se midió un ángulo de retorno desde 90°.

Téngase en cuenta que el ejemplo de prueba con una "X" en los resultados de la prueba en las Tablas 15 a 17 tenía condiciones en las que se observaron una grieta y/o un estrechamiento en una línea del borde de la pieza de prueba, y no se podía realizar el conformado.

20 Téngase en cuenta que, como un método de evaluación de las propiedades, se evaluaron como fallidos el ejemplo con la resistencia a la tracción de menos de 900 MPa, el ejemplo con el alargamiento total de menos del 10 %, el ejemplo con el valor límite de expansión del orificio de menos del 20 %, y el ejemplo con la capacidad de fijación de forma de más de 3,0 grados,.

25 Téngase en cuenta que el valor numérico y el símbolo subrayados en las Tablas 1 a 17 indican un intervalo fuera de la presente invención.

[Tabla 15]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA MEDICIÓN DEL MATERIAL					CAPACIDAD DE FIJACIÓN DE FORMA	
			YS	TS	EL	λ	GRADOS		
			MPa	MPa	%	%			
1	A	CR	686	1.082	22	35	0,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
2	A	CR	655	1.003	25	45	2,7	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
3	A	GA	619	1.109	21	32	0,5	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA MEDICIÓN DEL MATERIAL					
			YS	TS	EL	λ	CAPACIDAD DE FIJACIÓN DE FORMA	
			MPa	MPa	%	%	GRADOS	
4	A	CR	700	1.088	<u>7</u>	20	\approx	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
5	B	CR	539	1.051	25	45	1,7	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
6	B	HR	570	1.056	24	55	0,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
7	B	GI	667	1.074	26	42	0,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
8	B	CR	555	1.049	26	44	<u>4,5</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
9	C	CR	487	1.022	22	42	2,3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
10	C	CR	514	1.038	20	49	0,8	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
11	C	EG	581	1.041	23	31	0,8	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
12	C	CR	531	1.032	19	49	<u>5,2</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
13	D	CR	623	1.048	19	43	2,7	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
14	D	CR	537	1.029	18	41	1,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
15	D	GA	538	1.030	21	42	2,7	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
16	D	CR	1058	1.202	<u>9</u>	<u>15</u>	\approx	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
17	E	CR	510	994	24	52	1,0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
18	E	CR	649	1.045	22	62	1,7	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
19	E	GI	572	1.059	25	33	1,1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
20	E	CR	485	<u>558</u>	14	<u>17</u>	\approx	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
21'	F	CR	469	984	26	46	2,1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
22	F	CR	593	998	23	49	2,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
23	F	EG	601	1.012	26	53	0,1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
24	F	CR	496	<u>705</u>	23	27	\approx	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
25	G	CR	622	1.018	18	35	2,0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
26	G	CR	673	1.049	14	37	0,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
27	G	GA	573	1.062	15	40	2,9	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
28	G	CR	1086	1.199	<u>8</u>	22	\approx	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
29	H	CR	614	1.034	21	60	0,3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA MEDICIÓN DEL MATERIAL					EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
			YS	TS	EL	λ	CAPACIDAD DE FIJACIÓN DE FORMA	
			MPa	MPa	%	%	GRADOS	
30	H	CR	571	1.024	17	53	1,1	

[Tabla 16]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA MEDICIÓN DEL MATERIAL					EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
			YS	TS	EL	λ	CAPACIDAD DE FIJACIÓN DE FORMA	
			MPa	MPa	%	%	GRADOS	
31	H	GI	540	1.035	20	40	1,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
32	H	CR	479	<u>862</u>	19	23	2,7	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
33	I	CR	665	1.102	22	56	0,1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
34	I	CR	595	1.120	19	57	0,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
35	I	EG	561	1.133	22	65	1,9	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
36	I	CR	500	1.516	<u>5</u>	<u>3</u>	<u>3</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
37	J	CR	555	1.121	20	53	2,8	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
38	J	CR	564	1.140	19	50	1,7	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
39	J	GA	1585	1.160	20	52	1,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
40	J	CR	866	1.054	13	42	<u>6,2</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
41	K	CR	799	1.252	21	65	2,8	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
42	K	CR	827	1.320	17	70	1,2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
43	K	GI	840	1.326	18	39	0,0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
44	L	CR	711	1.316	17	47	1,9	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
45	L	CR	715	1.203	115	48	0,3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
46	L	EG	605	1.222	18	49	1,3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
47	M	CR	619	1.206	28	33	0,5	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
48	M	CR	716	1.205	24	53	2,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
49	M	HR-GA	672	1.104	30	66	2,8	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
50	N	CR	650	1.084	27	53	2,8	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION

ES 2 766 756 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA MEDICIÓN DEL MATERIAL					CAPACIDAD DE FIJACIÓN DE FORMA GRADOS	
			YS	TS	EL	λ			
			MPa	MPa	%	%			
51	N	CR	772	1.143	23	47	2,2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
52	N	GI	759	1.158	26	46	0,5	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
53	O	CR	646	1.196	24	46	0,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
54	O	CR	790	1.254	23	39	0,8	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
55	O	EG	784	1.245	24	70	0,3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
56	P	CR	691	1.324	21	37	0,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
57	P	CR	666	1.345	17	32	1,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
58	P	GA	745	1.357	19	48	0,0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
59	Q	CR	600	1.234	21	40	0,5	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
60	Q	CR	676	1.274	17	32	2,5	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	

[Tabla 17]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	EJEMPLO DE COMPOSICIÓN	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE LA MEDICIÓN DEL MATERIAL					CAPACIDAD DE FIJACIÓN DE FORMA GRADOS	
			YS	TS	EL	λ			
			MPa	MPa	%	%			
61	Q	GI	700	1.255	20	49	0,1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
62	R	CR	705	1.327	17	43	0,8	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
63	R	CR	731	1.269	16	35	2,7	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
64	R	EG	792	1.276	19	41	2,1	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
65	S	CR	745	1.314	21	31	1,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
66	S	CR	856	1.258	19	34	1,8	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
67	S	GA	813	1.368	16	42	2,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
68	T	CR	781	1.295	16	42	1,5	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
69	T	CR	690	1.393	12	46	1,9	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
70	T	GI	770	1.402	13	32	0,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	
71	U	CR	686	1.183	21	52	2,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION	

ES 2 766 756 T3

72	U	CR	801	1.256	19	58	0,5	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
73	U	EG	774	1.248	22	40	1,5	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
74	V	CR	686	1.212	18	53	1,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
75	V	CR	841	1.283	15	53	1,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
76	V	GA	915	1.274	18	28	0,7	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
77	W	CR	682	1.286	19	39	1,2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
78	W	CR	845	1.214	18	29	2,5	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
79	W	GI	875	1.296	19	40	0,9	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
80	X	CR	820	1.294	20	51	2,7	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
81	X	CR	870	1.234	19	49	2,0	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
82	X	EG	974	1.246	20	38	2,7	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
83	Y	CR	658	1.279	22	46	2,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
84	Y	CR	895	1.284	20	55	0,3	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
85	Y	GA	912	1.269	22	53	1,8	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
86	Z	CR	706	1.409	21	35	0,4	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
87	Z	HR	882	1.432	19	29	2,9	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
88	Z	GI	956	1.417	15	41	0,6	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
89	AA	CR	284	<u>383</u>	33	56	0,2	EJEMPLO DE LA PRESENTE INVENCION
90	AB	CR	351	930	12	<u>7</u>	<u>x</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
91	AC	CR	423	<u>712</u>	27	32	<u>3.8</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
92	AD	CR	592	958	19	42	<u>4.2</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
93	D	CR	618	1.339	28	<u>9</u>	2,3	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
94	D	CR	735	1.029	21	39	<u>3.6</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

Los Ejemplos Experimentales 6 y 87 son ejemplos de la presente invención en los que se llevaron a cabo la laminación en caliente y el bobinado en base a las condiciones según la presente invención y se realizó el procesamiento de recocido. Además, el ejemplo experimental 49 es un ejemplo de la presente invención en el que se llevaron a cabo la laminación en caliente y el bobinado en base a las condiciones según la presente invención, se sumergió la chapa de acero en un baño de zinc durante el enfriamiento en la etapa de recocido, y se llevó a cabo adicionalmente el tratamiento de aleación de la capa de recubrimiento. El ejemplo experimental satisface las condiciones de fabricación de la presente invención, y muestra una excelente capacidad de fijación de forma, ductilidad, y capacidad para el conformado.

- 5
- 10 Además, los ejemplos experimentales 11, 23, 35, 46, 55, 64, 73 y 82 son ejemplos de la presente invención en los que se llevaron a cabo los respectivos procesamientos de la laminación en caliente, el bobinado, la laminación en frío y el recocido en base a las condiciones según la presente invención, y luego se llevó a cabo el procesamiento de electrorecubrimiento para obtener las chapas de acero galvanizado de alta resistencia. Estos ejemplos experimentales

satisfacen las condiciones de fabricación de la presente invención, y muestran una excelente capacidad de fijación de forma, ductilidad, y capacidad para el conformado.

5 Además, los ejemplos experimentales 7, 19, 31, 43, 52, 61, 70, 79 y 88 son ejemplos de la presente invención en los que se llevaron a cabo la laminación en caliente, el bobinado y la laminación en frío en base a las condiciones según la presente invención, y a continuación se sumergieron las chapas de acero en un baño de zinc en la mitad del enfriamiento en la etapa de recocido, para obtener así las chapas de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia. Estos ejemplos experimentales satisfacen las condiciones de fabricación de la presente invención, y muestran una excelente capacidad de fijación de forma, ductilidad, y capacidad para el conformado.

10 Además, los ejemplos experimentales 3, 15, 27, 39, 58, 67, 76 y 85 son ejemplos de la presente invención en los que se llevaron a cabo la laminación en caliente, el bobinado y la laminación en frío en base a las condiciones según la presente invención, a continuación se sumergieron las chapas de acero en un baño de zinc en la mitad del enfriamiento en la etapa de recocido, y se llevó a cabo adicionalmente el tratamiento de aleación de la capa de recubrimiento, para obtener así las chapas de acero galvanizado en caliente de alta resistencia aleadas. Estos ejemplos experimentales satisfacen las condiciones de fabricación de la presente invención, y muestran una excelente capacidad de fijación de forma, ductilidad, y capacidad para el conformado.

15 Además, los ejemplos experimentales 15 y 85 son ejemplos en los que se proporcionó una película de revestimiento hecha de un óxido compuesto que contiene P a una superficie de la capa galvanizada aleada, y obtienen buenas propiedades.

20 Ejemplos de la presente invención distintos de los anteriores son ejemplos en los que se llevaron a cabo la laminación en caliente y el bobinado en base a las condiciones según la presente invención, se enfriaron las chapas de acero a 100°C o menos, se sometieron las superficies a decapado, se llevó a cabo la laminación en frío a las proporciones de reducción descritas, y luego se llevó a cabo el procesamiento de recocido. Cada uno de los ejemplos de la presente invención muestra una excelente capacidad de fijación de forma, ductilidad, y capacidad para el conformado.

25 En el ejemplo experimental 89, es pequeña la cantidad añadida de C, y no es posible obtener bainita, ferrita bainítica, martensita templada y martensita fresca que son microestructuras duras, por lo que la resistencia es inferior.

En el ejemplo experimental 90, es pequeña la cantidad añadida de Si, y no se puede obtener la fase de la austenita retenida, por lo que la capacidad de fijación de forma es inferior.

30 En el ejemplo experimental 91, no se pueden obtener suficientemente bainita, ferrita bainítica, martensita templada y martensita fresca que son microestructuras duras ya que es pequeña la cantidad añadida de Mn y ya que es pequeña la cantidad de Mn de solución sólida en la fase de la austenita retenida, la resistencia y la capacidad de fijación de forma son inferiores.

En el ejemplo experimental 92, es pequeña la cantidad añadida de Al, por lo que el Si no se puede concentrar lo suficientemente en la fase de la austenita retenida, y las distribuciones de las concentraciones del Si y del Al no son distribuciones predeterminadas, lo que resulta en que la capacidad de fijación de forma es inferior.

35 El ejemplo experimental 4 es un ejemplo en el que es baja la temperatura de finalización de la laminación en caliente, y ya que la microestructura se convierte en una heterogénea en la que la estructura se estira en una dirección, la ductilidad y la capacidad de fijación de forma son inferiores.

40 El ejemplo experimental 8 es un ejemplo en el que la temperatura a la que se bobina la chapa de acero en una bobina después de la laminación en caliente es baja, y ya que el Mn y el Si no están lo suficientemente concentrados en la fase de la austenita retenida, la capacidad de fijación de forma es inferior.

El ejemplo experimental 12 es un ejemplo en el que la velocidad de enfriamiento después de la laminación en caliente y después del bobinado es baja, y ya que el Mn y el Si no están lo suficientemente concentrados en la fase de la austenita retenida, la capacidad de fijación de forma es inferior.

45 El Ejemplo Experimental 16 es un ejemplo en el que la temperatura máxima de calentamiento en la etapa de recocido es alta, y ya que la fracción en volumen de la ferrita blanda es pequeña, la ductilidad, la capacidad de ensanchamiento del orificio, y la capacidad de fijación de forma son inferiores.

50 Por otro lado, el ejemplo experimental 20 es un ejemplo en el que es baja la temperatura máxima de calentamiento en la etapa de recocido, y ya que permanece un gran número de carburo grueso a base de hierro que es el punto de partida de destrucción en un estado insoluble, no se pueden obtener lo suficientemente la bainita, la ferrita bainítica, la martensita templada y la martensita fresca que son microestructuras duras y la austenita retenida, lo que resulta en que la ductilidad, la capacidad de ensanchamiento del orificio, y la capacidad de fijación de forma son inferiores.

En el ejemplo experimental 24, es lenta la velocidad media de enfriamiento en la tercera etapa de enfriamiento hasta 700°C, se genera un gran número de carburo a base de hierro grueso y ferrita, y no se pueden obtener lo suficiente la bainita, la ferrita bainítica, la martensita templada y la martensita fresca que son microestructuras duras, lo que resulta

en que la resistencia es inferior.

Por otro lado, en el ejemplo experimental 28, es alta la velocidad media de enfriamiento en la tercera etapa de enfriamiento hasta 700°C, y es pequeña la fracción en volumen de la ferrita blanda, por lo que la ductilidad y la capacidad de fijación de forma son inferiores.

- 5 En el ejemplo experimental 32, es baja la velocidad de enfriamiento en la cuarta etapa de enfriamiento de 700°C a 500°C, se genera un gran número de carburo grueso a base de hierro, y no se pueden obtener lo suficiente la bainita, la ferrita bainítica, la martensita templada y la martensita fresca que son microestructuras duras, lo que resulta en que la resistencia es inferior.

- 10 En el ejemplo experimental 36, ya que es corto el tiempo de retención de 450°C a 350°C, el C no está suficientemente concentrado en la fase de la austenita retenida, y no puede quedar suficientemente de la fase de la austenita retenida, y ya que está contenida una gran cantidad de martensita que es un punto de partida de destrucción, la ductilidad, la capacidad de ensanchamiento del orificio, y la capacidad de fijación de forma son inferiores.

- 15 Por otro lado, en el ejemplo experimental 40, ya que es largo el tiempo de retención de 450°C a 350°C, se genera el carburo a base de hierro durante el proceso de retención, y es pequeña la fracción en volumen de la fase de la austenita, de modo que la ductilidad y la capacidad de fijación de forma son inferiores.

El ejemplo experimental 93 es un ejemplo en el que es alta la temperatura máxima de calentamiento en la etapa de recocido, y es alta la velocidad media de enfriamiento en la tercera etapa de enfriamiento después de la etapa de recocido, y ya que es pequeña la fracción en volumen de la ferrita blanda, la capacidad de ensanchamiento del orificio es inferior.

- 20 El ejemplo experimental 94 es un ejemplo en el que es baja la velocidad media de enfriamiento en el primer enfriamiento desde la finalización de la laminación en caliente hasta el inicio del bobinado, y ya que la transformación de la ferrita procede excesivamente, no se puede hacer que las distribuciones de Mn, Si y Al procedan después del bobinado, y las cantidades de Mn, Si, y Al en la fase de la austenita retenida obtenida en la etapa de recocido están fuera del intervalo de la presente invención, por lo que la capacidad de fijación de forma es inferior.

25

REIVINDICACIONES

1. Un método de fabricación de una chapa de acero de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma, que comprende:

una etapa de laminación en caliente que es una etapa de calentar una losa que contiene:

- 5 en % en masa,
 C: del 0,075 al 0,300 %;
 Si: del 0,30 al 2,5 %;
 Mn: del 1,3 al 3,50 %;
 P: del 0,001 al 0,030 %;
- 10 S: del 0,0001 al 0,0100 %;
 Al: del 0,080 a 1,500 %;
 N: del 0,0001 al 0,0100 %;
 O: del 0,0001 al 0,0100 %; y
- 15 un resto compuesto por Fe e impurezas inevitables en donde la losa comprende opcionalmente un elemento seleccionado de
- Ti: del 0,005 al 0,150 %,
 Nb: del 0,005 al 0,150 %,
 V: del 0,005 al 0,150 %,
 B: del 0,0001 al 0,0100 %,
- 20 Mo: del 0,01 al 1,00 %,
 W: del 0,01 al 1,00 %,
 Cr: del 0,01 al 2,00 %,
 Ni: del 0,01 al 2,00 %,
 Cu: del 0,01 al 2,00 % y
- 25 uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM del 0,0001 al 0,5000 % en total a 1.100°C o más, realizar la laminación en caliente en la losa en una región de temperaturas en la que una temperatura más alta entre 850°C y una temperatura A_{r3} se establece a una temperatura límite inferior, realizar el primer enfriamiento de realizar el enfriamiento en un intervalo desde una finalización de la laminación hasta un inicio de bobinado a una velocidad de 10°C/segundo o más como promedio, realizar el bobinado en un intervalo de temperaturas de bobinado de 600
- 30 a 750°C, y realizar un segundo enfriamiento de enfriar la chapa de acero bobinada en un intervalo desde la temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100)°C a una velocidad de 15°C/hora o menos como promedio; y
- una etapa de recocido continuo de realizar el recocido en la chapa de acero a una temperatura máxima de calentamiento ($A_{c1} + 40$) a 1.000°C después del segundo enfriamiento, a continuación realizar el tercer enfriamiento a una velocidad media de enfriamiento de 1,0 a 10,0°C/segundo en un intervalo de la temperatura máxima de calentamiento a 700°C, a continuación realizar el cuarto enfriamiento a una velocidad media de enfriamiento de 5,0 a 200,0°C/segundo en un intervalo de 700°C a 500°C, y a continuación realizar el proceso de retención de retener la chapa de acero después de ser sometida al cuarto enfriamiento durante 30 a 1.000 segundos en un intervalo de 350 a 450°C.

40 2. El método de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma según la reivindicación 1, que comprende, además

una etapa de laminación en frío de realizar el decapado y luego realizar la laminación en frío a una relación de reducción del 30 al 75 %, entre la etapa de laminación en caliente y la etapa de recocido continuo.

45 3. El método de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma según la reivindicación 1, que comprende, además

una etapa de laminación de templado de desarrollar la laminación en la chapa de acero a una relación de reducción de menos del 10 %, después de la etapa de recocido continuo.

4. Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma, que comprende
- 5 formar, después de realizar el proceso de retención al fabricar la chapa de acero de alta resistencia en el método de fabricación según la reivindicación 1, una capa galvanizada sobre una superficie de la chapa de acero mediante la realización de la electrogalvanización.
5. El método de fabricación de la chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma según la reivindicación 4, en donde
- 10 después de que se forma la capa galvanizada, se proporciona una película de revestimiento hecha de un óxido compuesto que contiene uno o ambos de un óxido de fósforo y fósforo a una superficie de la capa galvanizada.
6. Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma, que comprende
- 15 formar, entre el cuarto enfriamiento y el proceso de retención, o después del proceso de retención al fabricar la chapa de acero de alta resistencia en el método de fabricación según la reivindicación 1, una capa galvanizada sobre una superficie de la chapa de acero sumergiendo la capa de acero en un baño de galvanización.
7. El método de fabricación de la chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma según la reivindicación 6, en donde
- 20 la chapa de acero después de ser sumergida en el baño de la galvanización se recalienta de 460 a 600°C, y se mantiene durante dos segundos o más para hacer que la capa galvanizada sea aleada.
8. El método de fabricación de la chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma según la reivindicación 7, en donde
- después de que se alea la capa galvanizada, se proporciona una película de revestimiento hecha de un óxido compuesto que contiene uno o ambos de un óxido de fósforo y fósforo a una superficie de la capa galvanizada aleada.
- 25 9. Una chapa de acero de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma, que comprende:
- en % en masa,
- C: del 0,075 al 0,300 %;
- Si: del 0,30 al 2,5 %;
- Mn: del 1,3 al 3,50 %;
- 30 P: del 0,001 al 0,030 %;
- S: del 0,0001 al 0,0100 %;
- Al: del 0,080 a 1,500 %;
- N: del 0,0001 al 0,0100 %;
- O: del 0,0001 al 0,0100 % opcionalmente comprende además un elemento seleccionado de
- 35 Ti: del 0,005 al 0,150 %,
- Nb: del 0,005 al 0,150 %,
- V: del 0,005 al 0,150 %,
- B: del 0,0001 al 0,0100 %,
- Mo: del 0,01 a 1,00 %,
- 40 W: del 0,01 a 1,00 %,
- Cr: del 0,01 a 2,00 %,
- Ni: del 0,01 a 2,00 %,

Cu: del 0,01 a 2,00 %; Y

uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM del 0,0001 al 0,5000 % en total y

un resto compuesto por Fe e impurezas inevitables, en donde:

5 una estructura de chapa de acero contiene una fase de la austenita retenida del 5 al 20 % en fracción en volumen en un intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero;

una cantidad de C de solución sólida contenida en la fase de la austenita retenida es del 0,80 al 1,00 % en % en masa;

10 W_{SiY} definida como una cantidad de Si de solución sólida contenida en la fase de la austenita retenida es 1,10 veces o más que W_{Si*} definida como una cantidad promedio de Si en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero;

W_{MnY} definida como una cantidad de Mn de solución sólida contenida en la fase de la austenita retenida es 1,10 veces o más que W_{Mn*} definida como una cantidad promedio de Mn en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero;

15 cuando se mide una distribución de la frecuencia, estableciendo una pluralidad de regiones de medición, cada una con un diámetro de 1 μ m o menos en el intervalo de 1/8 del espesor a 3/8 del espesor de la chapa de acero, con respecto a una suma de una relación entre W_{Si} definida como un valor medido de una cantidad de Si en cada una de la pluralidad de las regiones de medición y W_{Si*} que es la cantidad promedio de Si y una relación entre W_{Al} definida como un valor medido de una cantidad de Al en cada una de la pluralidad de las regiones de medición y W_{Al*} definida como una cantidad promedio de Al, un valor de moda de la distribución de la frecuencia es de 1,95 a 2,05, y una curtosis es 2,00 o más, en donde la chapa de acero tiene una resistencia a la tracción de 900 MPa o más, un alargamiento total del 10 % o más, un valor límite de expansión del orificio del 20% o más, y una capacidad de fijación de forma de 3,0 grados o menos, en donde la resistencia a la tracción y el alargamiento total se miden según la norma JIS Z 2241, el valor límite de expansión del orificio se determina según la norma JFST1001 y la capacidad de fijación de forma se evalúa mediante una prueba de flexión en V de 90 grados, en donde se corta una pieza de prueba de 35 mm \times 100 mm de cada una de las chapas de acero, se pule mecánicamente una superficie de corte de cizalladura, y se realiza la prueba de flexión mientras se establece un radio de flexión para doblar el espesor de la chapa de cada una de las chapas de acero, en la que se mide un ángulo formado por la pieza de prueba después del conformado, y se mide un ángulo de retorno desde los 90°

20 25 30 10. La chapa de acero de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma según la reivindicación 9, en donde:

la estructura de chapa de acero contiene además una fase de ferrita del 10 al 75 % en fracción en volumen, y una o ambas de una fase de ferrita bainítica y una fase de bainita del 10 al 50 % en total; y

una fase de martensita templada está limitada a menos del 10 % en fracción en volumen, y una fase de martensita fresca está limitada al 15 % o menos en fracción en volumen.

35 11. La chapa de acero de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma según la reivindicación 9, que comprende, además

en % en masa,

uno o dos o más de

Ti: del 0,005 al 0,150 %, y

40 Nb: del 0,005 al 0,150 %, y

V: del 0,005 al 0,150 %, y

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

12. La chapa de acero de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma según la reivindicación 9, que comprende, además

45 en % en masa,

uno o dos o más de

Mo: del 0,01 al 1,00 %, y

W: del 0,01 al 1,00 %, y

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

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

Cu: del 0,01 a 2,00 %.

5 13. La chapa de acero de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma según la reivindicación 9, que comprende, además

en % en masa,

uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM del 0,0001 al 0,5000 % en total.

10 14. Una chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma, que comprende la chapa de acero de alta resistencia según la reivindicación 9 con una capa galvanizada formada sobre una superficie de la misma.

15. La chapa de acero galvanizado de alta resistencia con excelente capacidad de fijación de forma según la reivindicación 14, en donde se forma una película de revestimiento hecha de un óxido compuesto que contiene un óxido de fósforo y/o fósforo sobre una superficie de la capa galvanizada.