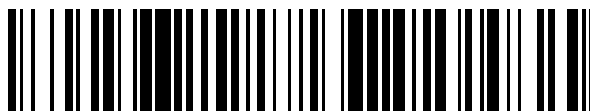


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 710 715**

51 Int. Cl.:

**C22C 38/00** (2006.01)  
**B21B 1/26** (2006.01)  
**B21B 3/00** (2006.01)  
**C21D 9/46** (2006.01)  
**C22C 38/12** (2006.01)  
**C22C 38/58** (2006.01)  
**C23C 2/06** (2006.01)  
**C22C 38/02** (2006.01)  
**C22C 38/04** (2006.01)  
**C21D 8/02** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **12.01.2006 E 14179763 (9)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **12.12.2018 EP 2821516**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada y método para fabricarla**

30 Prioridad:

**18.01.2005 JP 2005010210**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**26.04.2019**

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION (100.0%)**  
**6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku**  
**Tokyo 100-8071, JP**

72 Inventor/es:

**YOKOI, TATSUO;**  
**YAMADA, TETSUYA y**  
**TASAKI, FUMINORI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 710 715 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 laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada y método para fabricarla

**Campo técnico**

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada y un método para fabricarla. Con detalle, se refiere a una chapa de acero que incluye una microestructura enfriada continuamente que tiene un diámetro medio de partícula de 2  $\mu\text{m}$  a 8  $\mu\text{m}$ , por la que no sólo se pueden formar fácilmente partes que requieren mucho trabajo, sino también, incluso en una chapa de  
10 acero con una resistencia a la tracción de clase 370 a 640 MPa, se puede obtener una resistencia de material de presión correspondiente a la resistencia de diseño cuando se aplica una chapa de acero de clase 540 a 780 MPa, por introducción de deformación mediante prensado y un tratamiento final de horneado.

Recientemente, para mejorar la eficacia del combustible de los automóviles y similares, con un objeto de reducción en peso, continúa la aplicación de metales ligeros tales como aleación de Al y chapas de acero de alta resistencia para miembros del automóvil. Sin embargo, sin tener en cuenta la ventaja de alta resistencia específica, los metales  
15 ligeros tales como aleación de Al son notablemente caros comparado con los aceros y, por lo tanto, la aplicación de los mismos se limita a tratamientos específicos. Por consiguiente, para mejorar la reducción en peso de los automóviles a un coste menor en un intervalo más amplio, se requiere que las chapas de acero se refuercen mucho.

Puesto que el alto reforzamiento de los materiales implica, en general, el deterioro de las propiedades del material tales como la aptitud para ser conformado (aptitud para ser trabajado), la clave para el desarrollo de chapas de  
20 acero de alta resistencia depende de cómo conseguir el alto reforzamiento sin deteriorar las propiedades del material. En particular, en cuanto a las propiedades requeridas para las chapas de acero para miembros de placas internas, miembros estructurales y miembros de suspensión, son importantes la aptitud para ser trabajado con formación de rebabas, la ductibilidad, la resistencia a la fatiga y la resistencia a la corrosión y similares y es importante cómo equilibrar el alto reforzamiento y estas propiedades a un alto nivel.

De esta manera, para satisfacer tanto el alto reforzamiento como las diversas propiedades, en particular, la aptitud para ser conformados, se describen aceros TRIP (Plasticidad Inducida por Transformación, por sus siglas en inglés) en que la microestructura del acero incluye austenita retenida y de ese modo se desarrolla el fenómeno TRIP durante la formación de los mismos, de manera que se mejora mucho la aptitud para ser conformados (ductibilidad y  
25 aptitud para embutición profunda) (por ejemplo, se refiere a la patente japonesa JP 2000-169935 A y la patente japonesa JP 2000-169936 A.

Sin embargo, estas técnicas demuestran, a un nivel de resistencia de aproximadamente 590 MPa, una elongación total de aproximadamente 30% y excelente aptitud para embutición profunda (LDR: límite de embutibilidad, por sus siglas en inglés) debido a la existencia de fenómeno TRIP por la austenita retenida. Sin embargo, para obtener una  
35 chapa de acero con resistencia dentro del intervalo de 370 a 540 MPa, las cantidades de elementos tales como C, Si y Mn, se tienen que reducir inevitablemente. Si se reducen los elementos tales como C, Si y Mn para realizar la resistencia dentro del intervalo de la clase 370 a 540 MPa, hay el problema de que no se puede mantener la cantidad de austenita retenida requerida para obtener el fenómeno TRIP en la microestructura a temperatura ambiente. Por otra parte, las técnicas anteriores no consideran la mejora de la aptitud para ser trabajado con formación de rebabas. Por consiguiente, en el estado actual, es difícil aplicar chapas de acero de alta resistencia con  
40 resistencia de clase 590 MPa o más a miembros en que se usa en la actualidad chapa de acero con resistencia del orden de clase aproximadamente 270 a 340 MPa, sin mejorar primero las operaciones y el equipo usados durante el prensado. La única solución razonable por el momento es usar chapa de acero con resistencia de clase aproximadamente 370 a 540 MPa. Por otra parte, los requerimientos de reducción de calibres se aumentan recientemente más y más para conseguir la reducción en peso para carrocerías de automóviles y es importante, por  
45 lo tanto, para reducción de peso para la carrocería del automóvil mantener tanto como sea posible la resistencia del producto prensado, basándose en la premisa de reducir calibres.

Se ha propuesto chapa de acero para endurecimiento en horno (BH, por sus siglas en inglés) como una forma de resolver estos problemas debido a que presenta baja resistencia durante moldeo por presión y mejora la resistencia de los productos prensados como resultado de introducir tensión debido a prensado y posterior tratamiento final al  
50 horno.

Es eficaz aumentar el C del soluto y el N del soluto de manera que mejore la capacidad de endurecimiento al horno; sin embargo, los aumentos en estos elementos de soluto presentes en la disolución sólida empeoran el deterioro por envejecimiento a temperaturas normales. Por consiguiente, es importante desarrollar una tecnología que pueda  
55 permitir tanto la capacidad de endurecimiento al horno como la resistencia al deterioro por envejecimiento a temperaturas normales.

Sobre la base de los requerimientos descritos anteriormente, se describen tecnologías para realizar tanto la capacidad de endurecimiento al horno como la resistencia al deterioro por envejecimiento a temperaturas normales,

en que la capacidad de endurecimiento al horno se mejora aumentando la cantidad de N del soluto y la difusión del C del soluto y el N del soluto a temperaturas normales se inhibe por un efecto de aumento de superficie del contorno de grano causado por refinado del grano de los granos del cristal (por ejemplo, se refiere a la patente japonesa JP H10-183301 A y la patente japonesa JP 2000-297350 A).

5 Sin embargo, refinar los granos del cristal proporciona preocupación por el deterioro de la aptitud para conformarse por presión. Por otra parte, si los miembros de suspensión y los miembros de placas internas son el objeto, sin tener en cuenta las necesidades de excelente aptitud para ser trabajado con formación de rebabas, la aptitud para ser trabajado con formación de rebabas se considera que es inapropiada puesto que la microestructura es ferrita-perlita.

10 La publicación de P. C. M. Rodrigues, et al., Materials Science and Engineering A, ISSN: 0921-5093, vol. 283, N.º 1-2 (2000-05-01), p. 136-143, describe las propiedades mecánicas de un acero bainítico HSLA sujeto a laminación con control con enfriamiento acelerado.

La publicación de D. Q. Bai, et al., Materials Science Forum, ISSN: 0255-5476, CH, vol. 284-286 (1998-01-01), p. 253-260, describe la estabilidad de la austenita retenida en un acero Mn-Si TRIP microaleado con Nb.

15 La publicación de E. Mazancová, et al., Journal of Materials Proceeding Technology, ISSN: 0924-0136, vol. 64, N.º 1-3 (1997-02-01), p. 287-292, describe características metalúrgicas físicas de la formación constituyente M/A en la bainita granular.

El documento US 2004/035500 A1 describe una chapa de acero de fase dual con buenas propiedades de endurecimiento al horno.

20 En la presente, la presente invención proporciona una chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada que presenta excelente aptitud para ser trabajada, por la que se puede obtener de una manera estable una cantidad de endurecimiento en horno de 50 MPa o más en un intervalo de resistencia de clase 370 a 640 MPa y un método para fabricarla. Esto es, la presente invención tiene como objetivo proporcionar una chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada que incluya una microestructura que desarrolle excelente aptitud para ser trabajada que permita fabricar producto prensado con resistencia equivalente a la de producto prensado fabricado por aplicación de una chapa de acero de clase 540 a 780 MPa como resultado de la introducción de tensión por prensado y tratamiento final al horno, incluso cuando la resistencia a la tracción de la chapa de acero laminada en caliente es 370 a 640 MPa y un método para fabricar esa chapa de acero de manera económica y de una manera estable.

30 Los autores de la presente invención realizaron una extensa investigación a fin de obtener una chapa de acero con aptitud superior para ser endurecida al horno y superior resistencia a la corrosión después de recubrimiento así como excelente aptitud para ser trabajada, con el énfasis en un procedimiento de producción para chapa de acero de clase 370 a 490 MPa producida a escala industrial usando equipo de producción común en uso en la actualidad.

35 Como resultado, los autores de la presente invención encontraron recientemente que, una chapa de acero que contiene: C de 0,01 a 0,2%, Si de 0,01 a 2%, Mn de 0,1 a 2%, P de 0,1% o menos, S de 0,03% o menos, Al de 0,001 a 0,1%, N de 0,01% o menos, Nb de 0,005 a 0,05% y como un resto, Fe e impurezas inevitables, en que la microestructura es una microestructura enfriada continuamente con un diámetro medio de partícula de 2  $\mu$ m a 8  $\mu$ m y la razón de abundancias de contorno del grano del C del soluto y/o el N del soluto es 0,28 o menor, es muy eficaz y han conseguido la presente invención.

El objeto anterior se puede conseguir por las características definidas en las reivindicaciones.

40 Usar la chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada de la presente invención, no sólo se pueden formar fácilmente partes que requieren mucho trabajo, sino que se puede obtener también una cantidad de endurecimiento en horno de 50 MPa o más, de una manera estable, en un intervalo de resistencia de clase 370 a 640 MPa. Como resultado, incluso cuando la resistencia a la tracción de la chapa de acero es 370 a 640 MPa, se puede fabricar un producto prensado con resistencia equivalente a la resistencia de diseño de producto prensado fabricado por aplicación de una chapa de acero de clase 540 a 780 MPa como resultado de la introducción de tensión por prensado y tratamiento final al horno. A partir de lo anterior, se puede decir que la presente invención es una invención industrialmente muy valiosa.

La invención se describe con detalle junto con los dibujos, en que:

La FIG. 1 muestra la relación entre diámetro de grano del cristal y cantidad de endurecimiento en horno,

50 La FIG. 2 muestra la relación entre diámetro de grano del cristal y límite de alargamiento, y

La FIG. 3 muestra la relación entre razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y N del soluto y anchura de despegue máxima.

Lo siguiente proporciona una explicación de los resultados de investigación básica que conducen a la presente

## ES 2 710 715 T3

invención.

Los siguientes experimentos se realizaron para examinar relaciones entre la microestructura de chapas de acero y la aptitud para ser endurecidas al horno, resistencia a la corrosión después de recubrimiento o aptitud para ser trabajadas. Se fundieron placas con los componentes del acero mostrados en la Tabla 1 para preparar chapas de acero con un espesor de 2 mm producidas en diversos procedimientos de producción. Se examinaron la aptitud para ser endurecidas al horno, la resistencia a la corrosión después de recubrimiento, el límite de alargamiento, la microestructura y el estado abundante del C del soluto y/o el N del soluto de estas.

Tabla 1  
(% en masa)

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb
Nb añadido	0,068	0,95	1,22	0,009	0,003	0,014	0,0029	0,025
Nb no añadido	0,065	1,01	1,20	0,011	0,003	0,015	0,0031	0,001

Se evaluó la capacidad de endurecimiento al horno según el siguiente procedimiento. Se cortaron fragmentos de ensayo N° 5 como se describe en JIS Z 2201 de cada chapa de acero. Se aplicó deformación por tracción preliminar de 2% a estos fragmentos de ensayo y después se sometieron los fragmentos de ensayo a tratamiento térmico correspondiendo a un tratamiento final de horneado a 170°C durante 20 minutos, después de lo cual se realizó de nuevo el ensayo de tracción. El ensayo de tracción se realizó según el método de JIS Z 2241. En la presente, la cantidad de endurecimiento en horno se define como el valor obtenido por sustracción de una tensión de plastificación de la deformación por tracción preliminar de 2% a partir del límite de elasticidad superior obtenido en el ensayo de tracción repetido.

La resistencia a la corrosión después de recubrimiento se evaluó según el siguiente procedimiento. En primer lugar, las chapas de acero producidas se lavaron con ácido y después se sometieron a fosfatación para adherir una película de fosfato de cinc de 2,5 g/m<sup>2</sup>. Además, se realizó recubrimiento por electrodeposición del espesor de 25 µm sobre la superficie superior de estas y después se realizó un tratamiento final de horneado a 170°C durante 20 minutos. Después, se cortó la película recubierta por electrodeposición para una longitud de 130 mm con una cuchilla puntiaguda hasta que se alcanzó la superficie del acero y se pulverizó con disolución salina al 5% a 35°C durante 700 horas en una condición de pulverización de disolución salina mostrada en JIS Z 2371. Después, una cinta (405A-24 JIS Z 1522, fabricada por Nichiban Company, Ltd.) con una anchura de 24 mm se adhirió sobre la parte cortada en paralelo con la misma, en una longitud de 130 mm. Después de que se despegara esta cinta, se midió la anchura máxima de despegue de la película recubierta.

Por otra parte, la microestructura se examinó según el siguiente método. En primer lugar, se molieron las muestras cortadas de una posición de 1/4W o 3/4 W de la anchura (W) de las chapas de acero a lo largo de la sección transversal en la dirección de laminación y después se atacaron químicamente usando un reactivo de nital. Se realizó observación en los campos a ¼ t del espesor (t) de la chapa a aumento de 200 veces a 500 veces usando un microscopio óptico y se tomaron fotografías de la estructura metálica. En la presente, la fracción en volumen de la microestructura se define como la fracción del área en las fotografías de la estructura metálica. El diámetro medio de grano se define como sigue. En primer lugar, si la microestructura es una ferrita poligonal, se obtuvo el tamaño G de grano del cristal por el método de comparación o el método de corte descrito en JIS G 0552. Si la microestructura es una microestructura enfriada continuamente, usando intencionadamente el método de corte descrito en JIS G 0552, que se usa de manera inherente para obtener el tamaño de grano del cristal de los granos de ferrita poligonal, el número G de tamaño de grano se obtuvo de la medición. A continuación, usando el tamaño G de grano del cristal obtenido, se obtuvo el número m de los granos del cristal por 1 mm<sup>2</sup> del área transversal de la ecuación de  $m = 8 \times 2^G$ . El diámetro  $d_m$  medio de grano obtenido a partir de este número m usando la ecuación de  $d_m = 1/(\sqrt{m})$ , se define como el diámetro medio de grano de la ferrita poligonal y/o la microestructura enfriada continuamente. En la presente, la microestructura enfriada continuamente (Zw) es una microestructura que se define como una estructura de transformación en una fase intermedia entre una microestructura que contiene ferrita poligonal y perlita formada por un mecanismo de difusión y martensita formada por un mecanismo de cizallamiento en ausencia de difusión, como se describe en "Recent Research on the Bainite Structure of Low Carbon Steel and its Transformation Behavior-Final Report of the Bainite Research Committee", Comité de Investigación de Bainita, Sociedad de Investigación Básica, el Instituto del Hierro y el Acero de Japón, (1.994, el Instituto del Hierro y el Acero de Japón). Esto es, como se describe en las secciones 125 a 127 de la referencia anterior en términos de la estructura observada por microscopía óptica, la microestructura enfriada continuamente (Zw) se define como una microestructura que incluye principalmente ferrita Bainítica ( $\alpha_B^o$ ), Ferrita bainítica granular ( $\alpha_B$ ) y ferrita Quasi-poligonal ( $\alpha_q$ ) y adicionalmente incluye pequeñas cantidades de austenita retenida ( $\gamma_r$ ) y Martensita-austenita (MA). Teniendo en cuenta  $\alpha_q$ , la estructura interna no aparece como resultado de ataque químico de la misma manera que

la ferrita poligonal (FP), sin embargo, tiene una forma acicular y así se distingue claramente de FP. En la presente, asumiendo que se toma la longitud de contorno del grano de cristal objetivo que sea  $1q$  y se toma que su diámetro circular equivalente sea  $dq$ , los granos en que su relación de  $(1q/dq)$  satisface la relación de  $1q/dq \geq 3,5$  son  $\alpha_q$ . La microestructura enfriada continuamente ( $Z_w$ ) en la presente invención se puede definir como una microestructura que incluye uno o dos o más cualesquiera de  $\alpha^{\circ}_B$ ,  $\alpha_B$ ,  $\alpha_q$ ,  $\gamma_r$  y MA, siempre que la pequeña cantidad total de  $\gamma_r$  y MA sea 3% o menor.

A continuación, se mide la razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y/o N del soluto. La razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y/o N del soluto en la presente invención se define como un valor obtenido dividiendo la cantidad total del C del soluto y/o el N del soluto presente en el contorno del grano, por la cantidad total del C del soluto y/o el N del soluto. Este valor puede ser un valor obtenido calculando el único valor de medida del C del soluto o el N del soluto. Alternativamente, también se puede emplear un valor obtenido calculando el valor de medida añadido del C del soluto y el N del soluto.

Para medir el C del soluto presente en el contorno del grano o en el interior de los granos, se usó un método de sonda atómica tridimensional. La condición de la medición fue tal que la temperatura de la ubicación de la muestra fue aproximadamente  $-203^{\circ}\text{C}$  (70 K), el voltaje completo de la sonda fue 10 a 15 kV y la relación del pulso fue 25%. Las respectivas muestras se midieron tres veces respectivamente en cada uno de, el contorno del grano y el interior de los granos y se usó el valor promedio de estas como el valor representativo. El ruido de fondo y similares fueron eliminados del valor de la medición. El valor obtenido se convirtió en exceso de C ( $\text{atm}/\text{nm}^2$ ) definido como la densidad atómica por área del contorno del grano unidad y después se convirtió además en la cantidad total de segregación de las caras del contorno del grano a partir de la siguiente ecuación usando la relación en volumen del contorno del grano  $R_b$ .

cantidad total de segregación de las caras del contorno del grano = exceso de C promedio  $\times R_b \times 12$  (peso atómico de C) / 56 (peso atómico de Fe)

En la presente,  $R_b$  es un valor definido a partir de la siguiente ecuación, asumiendo que un lado de un grano en forma de paralelepípedo rectangular es  $D$  y la anchura de la segregación del contorno del grano es  $W = 2a$  ( $a = 2 \text{ nm}$ ).

$$R_b = \{D^3 - (D - 2a)^3\} / D^3 = 3(W/D) - 3(W/D)^2 + (W/D)^3$$

La razón de abundancias de contorno del grano de un C del soluto y/o N del soluto es un valor obtenido dividiendo la cantidad total de segregación de las caras del contorno del grano obtenida por lo anterior, por la cantidad de C del soluto obtenido por el método de fricción interna.

Sobre los resultados de la medición de la cantidad de endurecimiento en horno y similares en el método anterior, la FIG 1 muestra la relación entre el diámetro promedio de grano del cristal y la cantidad de endurecimiento en horno, con respecto a la presencia/ausencia de adición de Nb y la microestructura. La cantidad de endurecimiento en horno y el diámetro promedio de grano del cristal están fuertemente relacionados. Se encontró recientemente que, en particular en el acero con Nb añadido, cuando el diámetro de grano del cristal era  $8 \mu\text{m}$  o menos, la cantidad de endurecimiento en horno (BH del 2%) llegó a ser 70 MPa o más. Por otra parte, la FIG 2 muestra la relación entre el diámetro promedio de grano del cristal y el límite de alargamiento (LA), con respecto a la presencia/ausencia de adición de Nb y la microestructura. En el acero con Nb añadido, cuando el diámetro de grano del cristal es  $2 \mu\text{m}$  o más, el límite de alargamiento no aumenta incluso en granos finos y el límite de alargamiento es 70% o menor. Por consiguiente, la aptitud para ser trabajado tal como elongación uniforme es excelente. La FIG 3 muestra la relación entre la razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y/o N del soluto y anchura de despegue máxima. Cuando la razón de abundancias de contorno del grano es 0,28 o menor, la anchura de despegue máxima se mejora a 4 mm o menos.

Este mecanismo no está completamente entendido; sin embargo, la adición de Nb proporciona un efecto de arrastre en un estado sólido de Nb y/o un efecto de anclaje como precipitados de carbonitruro, suprimiendo de ese modo la recuperación/recristalización y el crecimiento de grano de la austenita durante la laminación o después de laminación, retrasando la transformación  $\gamma / \alpha$  y disminuyendo la temperatura de transformación. Se considera que el resultado anterior se obtuvo debido a que la disminución en la temperatura de transformación tiene un efecto de aumento de la supersaturación del C del soluto y el N del soluto que son eficaces para aumentar la cantidad de endurecimiento en horno. Además, el Nb tiene un efecto de refinado de los granos del cristal después de transformación. En general, puesto que el refinado de los granos del cristal aumenta el límite elástico, el límite de alargamiento tiende a aumentarse y la elongación uniforme tiende a disminuirse. En particular, si el diámetro de grano es menor que  $5 \mu\text{m}$ , esta tendencia llega a ser notable; sin embargo, se considera que la adición de Nb tiene un efecto de hacer fácil obtener la microestructura enfriada continuamente y suprimir el aumento en el límite de alargamiento por introducción de una gran cantidad de dislocación de la transformación, incluso si el diámetro de grano del cristal es menor que  $5 \mu\text{m}$ . Sin embargo, si el diámetro de grano es menor que  $2 \mu\text{m}$ , el efecto desaparece. Por otra parte, si se segrega demasiado C, N y similares en el contorno del grano, se forma una batería local debido a no uniformidad microscópica de la composición, se mejora la disolución del ión Fe y así se deteriora la resistencia a la corrosión. Por lo tanto, se considera que la resistencia a la corrosión empeora si la razón de abundancias de

contorno del grano de estos átomos excede de 0,28.

En la presente invención, se debería observar que no sólo es excelente la cantidad de endurecimiento en horno a la deformación preliminar del 2% evaluada en lo anterior, sino que también la cantidad de endurecimiento en horno a la deformación preliminar del 10% es 30 MPa o más incluso con  $N \leq 0,01\%$  y se puede obtener 30 MPa o más de cantidad de aumento en resistencia a la tracción ( $\Delta RT$ ) a deformación preliminar del 10%.

A continuación, hay una explicación de la razón para limitar los componentes químicos de la presente invención. De ahí en adelante, el % unidad que muestra el contenido en componentes químicos es % en masa.

El C es uno de los elementos más importantes en la presente invención. Si el contenido en C es mayor que 0,2%, no sólo aumenta la cantidad de carburos que actúan como orígenes de grietas en rebabas, dando como resultado el deterioro de la relación de extensión de agujeros, sino también la resistencia acaba de aumentar, dando como resultado el deterioro de aptitud para ser trabajado. Por consiguiente, el contenido en C se ajusta a 0,2% o menos. Es preferiblemente menor que 0,1% considerando la ductibilidad. Por otra parte, si el contenido en C es menor que 0,01%, no se obtiene suficiente C del soluto que es importante para endurecimiento al horno, dando como resultado preocupación por una disminución en la cantidad de endurecimiento en horno. Por lo tanto, se ajusta a 0,01% o más.

Puesto que el Si presenta el efecto de inhibir la precipitación de carburos de hierro que actúan como orígenes de grietas en rebabas durante el enfriamiento, se añade Si en un contenido de 0,01% o más. Sin embargo, el efecto se satura cuando se añade en un contenido mayor que 2%. Por consiguiente, el límite superior se ajusta a 2%. Además, si el contenido en Si es mayor que 1%, hay preocupación por la generación de un patrón de escala de rayas de tigre, que desfigura el aspecto estético de la superficie y también se deteriora la propiedad de fosfatación. Por lo tanto, el límite superior del contenido en Si es preferiblemente 1%.

El Mn tiene un efecto de expandir el intervalo de temperatura de la región de la austenita hacia menores temperaturas, y facilitar la obtención de la microestructura enfriada continuamente que sirve como una de las características constitutivas de la microestructura en la presente invención, durante el enfriamiento después de la terminación de la laminación. Por lo tanto, el Mn se añade en un contenido de 0,1% o más. Sin embargo, puesto que el efecto de Mn se satura cuando se añade en un contenido mayor que 2%, el límite superior se ajusta a 2%. Por otra parte, si no se añaden adecuadamente elementos distintos de Mn que inhiban la aparición de grietas en caliente debido a S, el Mn se añade preferiblemente en un contenido que satisface  $Mn/S \geq 20$ , en % en masa. Además, si se añade Mn en un contenido que satisface  $Si+Mn$  mayor que 3%, la resistencia llega a ser excesivamente alta y esto causa el deterioro de la aptitud para ser trabajado. Por lo tanto, el límite superior del contenido en Mn es preferiblemente 3%.

El P es una impureza y su contenido es preferiblemente tan bajo como sea posible. Si el contenido en P es mayor que 0,1%, la aptitud para ser trabajado y la soldabilidad resultan afectadas de manera negativa. Por lo tanto, el contenido en P se ajusta a 0,1% o menor. Sin embargo, es preferiblemente 0,02% o menor teniendo en cuenta la relación de extensión de los agujeros y la soldabilidad.

El S genera inclusiones de tipo A que deterioran la relación de extensión de los agujeros si está presente una cantidad excesivamente grande de S así como el S ocasiona agrietamiento durante la laminación en caliente. Por lo tanto, el contenido en S debería ser tan bajo como sea posible. El intervalo que se puede permitir es 0,03% o menor. Sin embargo, si se requiere un cierto grado de relación de extensión de agujeros, es preferiblemente 0,01% o menor. Además, si se requiere un mayor grado de extensión de agujeros, es más preferiblemente 0,003% o menor.

El Al se debería añadir en un contenido de 0,001% o más para el fin de desoxidación de acero fundido. Sin embargo, puesto que el Al conduce a aumentar el coste, el límite superior se ajusta a 0,1%. Por otra parte, puesto que el Al ocasiona un aumento en la cantidad de inclusiones no metálicas que dan como resultado el deterioro de la elongación si se añade una cantidad excesivamente grande de Al, es preferiblemente 0,06% o menor. Además, el contenido en Al es preferiblemente 0,015% o menor para aumentar la cantidad de endurecimiento en horno. Si la temperatura de arrollamiento es 350°C o más, preocupa mejorar la precipitación de AlN que fije el N del soluto que es importante para endurecimiento al horno y lo invalida. Por lo tanto, el contenido en Al es preferiblemente 0,005% o menor para asegurar la cantidad de endurecimiento en horno.

El N es típicamente un elemento preferible para aumentar la cantidad de endurecimiento en horno. Sin embargo, puesto que el efecto se satura si se añade N en un contenido mayor que 0,01%, el límite superior se ajusta a 0,01%. Sin embargo, en el caso en que el producto se aplica a partes para las que el deterioro por envejecimiento presenta un problema, puesto que el deterioro por envejecimiento llega a ser considerable si se añade N en un contenido mayor que 0,006%, el contenido en N es preferiblemente 0,006% o menor. Además, si la precondición es tal que el producto se deja durante dos semanas o más a temperatura ambiente después de la producción y se somete después a trabajo, el contenido en N es preferiblemente 0,005% o menor desde el punto de vista de la resistencia al envejecimiento. Por otra parte, el contenido en N es más preferiblemente menor que 0,003%, teniendo en cuenta el caso en que el producto se deja a altas temperaturas durante el verano o en que se exporta el producto a través del ecuador durante el transporte mediante una embarcación marítima.

5 El Nb es el elemento más importante en la presente invención. El Nb proporciona un efecto de arrastre en un estado sólido y/o un efecto de anclaje como precipitados de carbonitruro, suprimiendo de ese modo la recuperación/recristalización y el crecimiento de grano de la austenita durante la laminación o después de la laminación, retardando la transformación  $\gamma / \alpha$  y disminuyendo la temperatura de transformación y proporciona un efecto de refinado de los granos del cristal después de transformación. La disminución en la temperatura de transformación tiene un efecto de aumento de la supersaturación del C del soluto y el N del soluto que son eficaces para aumentar la cantidad de endurecimiento en horno. Además, el refinado de los granos del cristal aumenta la aptitud para ser trabajado en una ferrita poligonal y/o una microestructura enfiada continuamente que se generan cuando se realiza enfriamiento a una velocidad de enfriamiento a la que no se genera la textura de perlita. Sin embargo, para obtener estos efectos, el Nb se debería añadir en un contenido de 0,005% o más y preferiblemente mayor que 0,01%. Por otra parte, los efectos se saturan si se añade Nb en un contenido mayor que 0,05% e incluso peor preocupa la formación de carbonitruro, para disminuir el C del soluto y el N del soluto que son eficaces para aumentar la cantidad de endurecimiento en horno.

15 El Ti tiene un efecto de suprimir la nucleación de la ferrita en transformación  $\gamma / \alpha$ , y promueve la generación de una estructura enfiada continuamente. Por lo tanto, se añade Ti como se requiera. Sin embargo, para obtener este efecto, se debería añadir Ti al menos en un contenido de 0,001% o más y preferiblemente 0,005% o más. Por otra parte, el límite superior de Ti se ajusta a 0,02%, puesto que preocupa la formación de carbonitruro, para disminuir el C del soluto y el N del soluto que son eficaces para aumentar la cantidad de endurecimiento en horno.

20 El B tiene un efecto de mejorar la templabilidad, y facilita la obtención de la microestructura enfiada continuamente. Por lo tanto, se añade B como se requiera. Sin embargo, si el contenido en B es menor que 0,0002%, no es adecuado para obtener ese efecto, mientras que si el contenido en B es mayor que 0,002%, tienen lugar grietas en las placas. De acuerdo con esto, el contenido en B se ajusta a 0,0002% o mayor y 0,002% o menor.

25 Además, para el fin de impartir resistencia, se pueden añadir uno o dos o más cualesquiera de los elementos de Cu, Ni, Mo, V o Cr para endurecer la precipitación o disolución sólida. Sin embargo, si el Cu es menor que 0,2%, el Ni es menor que 0,1%, el Mo es menor que 0,05%, el V es menor que 0,02% y el Cr es menor que 0,01%, puede no obtenerse el efecto. Por otra parte, si el Cu es mayor que 1,2%, el Ni es mayor que 0,6%, el Mo es mayor que 1%, el V es mayor que 0,2% y el Cr es mayor que 1%, el efecto se satura.

30 Ca y REM son elementos que cambian las formas de las inclusiones no metálicas que actúan como orígenes de rotura y que causan el deterioro de la aptitud para ser trabajado y eliminan después sus efectos perjudiciales. Sin embargo, no son eficaces si se añaden en contenidos menores que 0,0005%, mientras que sus efectos se saturan si se añade Ca en un contenido mayor que 0,005% o se añade REM en un contenido mayor que 0,02%. Por consiguiente, se añade preferiblemente Ca en un contenido de 0,0005 a 0,005% y se añade preferiblemente REM en un contenido de 0,0005 a 0,02%. En la presente, REM representa elemento de metal de tierras raras y es uno o más seleccionados de Sc, Y, La, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb y Lu.

35 El acero que tiene éstos como principales componentes puede contener además Ti, Nb, Zr, Sn, Co, Zn, W o Mg en un contenido total de 1% o menor. Sin embargo, puesto que con Sn preocupa producir imperfecciones durante la laminación en caliente, el contenido en Sn es preferiblemente 0,05% o menor.

A continuación, lo siguiente proporciona una descripción detallada de la microestructura de la chapa de acero en la presente invención.

40 Para satisfacer tanto la capacidad de endurecimiento al horno, como la resistencia a la corrosión después de recubrimiento y la aptitud para ser trabajada, la microestructura tiene que ser una microestructura enfiada continuamente que tiene un diámetro medio de partícula de 2  $\mu\text{m}$  a 8  $\mu\text{m}$  y la razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y/o N del soluto tiene que ser 0,28 o menor. Aquí, la microestructura enfiada continuamente ( $Z_w$ ) en la presente invención es una microestructura que incluye uno o dos o más de  $\alpha^{\circ}_B$ ,  $\alpha_B$ ,  $\alpha_q$ ,  $\gamma_r$  y MA, siempre que la pequeña cantidad total de  $\gamma_r$  y MA sea del 3% o menos. Como se describió anteriormente, para satisfacer tanto la excelente capacidad de endurecimiento al horno como la excelente aptitud para ser trabajado, la microestructura según la presente invención tiene que ser la microestructura enfiada continuamente; sin embargo, se pueden obtener efectos similares con una ferrita poligonal con un diámetro de grano promedio de 8  $\mu\text{m}$  o menos como una microestructura de la chapa de acero, así como la microestructura enfiada continuamente.

50 A continuación, lo siguiente proporciona una descripción detallada de la razón para limitar el procedimiento de producción de la presente invención.

55 La chapa de acero laminada en caliente de la presente invención incluye: chapas de acero laminado en caliente que se enfrían después de fundición, después de laminación en caliente; chapas de acero laminado en caliente después de laminación en caliente; chapas de acero laminado en caliente sometidas a un tratamiento térmico en una línea de recubrimiento por inmersión en caliente y chapas de acero laminadas en caliente obtenidas por aplicación de un tratamiento de superficie a estas chapas de acero laminado en caliente.

En la presente invención, el procedimiento de producción que precede a la laminación en caliente no está limitado

específicamente. Esto es, se realiza fusión en un alto horno, un convertidor, un horno eléctrico o similares y después se lleva a cabo regulación de calidad en una serie de refinados secundarios de manera que se consigan los contenidos fijados como objetivo de los componentes. A continuación, se puede realizar fundición mediante una fundición continua normal, un método para lingotes, así como un método tal como fundición en placa delgada. Se pueden usar chatarras para la materia prima. En el caso de una placa (placa de acero) obtenida por fundición continua, se puede enviar directamente a una máquina de laminación en caliente como un acero fundido a alta temperatura o enfriado a temperatura ambiente y después recalentado en un horno de recalentar y después laminado en caliente.

Cuando la placa es laminada en caliente, en primer lugar la placa se calienta. La temperatura de recalentamiento de la placa (TRP) en este momento se ajusta a al menos una temperatura calculada por la siguiente ecuación (A).

$$\text{TRP } (^{\circ}\text{C}) = 6.670 / \{2,26 - \log(\% \text{Nb})(\% \text{C})\} - 273 \dots (\text{A})$$

En la presente, el %Nb y %C en la ecuación indican los contenidos (% en masa) de los respectivos elementos Nb y C en la placa.

Si la temperatura de recalentamiento es menor que la temperatura anterior, los carbonitruros de Nb no se disuelven de manera adecuada y, por lo tanto, no se pueden obtener los efectos de Nb tales como supresión de la recuperación/recristalización y crecimiento de grano de la austenita en la siguiente etapa de laminación y refinado de los granos del cristal retardando la transformación  $\gamma/\alpha$ . Por consiguiente, la temperatura de recalentamiento de la placa (TRP) se ajusta a al menos una temperatura calculada por la ecuación anterior. Sin embargo, si la temperatura es 1.400°C o mayor, la cantidad de descascarillado llega a ser excesiva, dando como resultado una disminución en rendimiento. Por lo tanto, la temperatura de recalentamiento es preferiblemente menor que 1.400°C. Por otra parte, si se realiza calentamiento a una temperatura menor que 1.000°C, la eficacia de funcionamiento se reduce de manera considerable en términos de programación. Por lo tanto, la temperatura de recalentamiento de la placa es preferiblemente 1.000°C o mayor. Además, si se realiza calentamiento a una temperatura menor que 1.100°C, la cantidad de descascarillado llega a ser pequeña, ocasionando una posibilidad de que las inclusiones en la capa superficial de la placa no se puedan retirar junto con las cascarillas por descascarillado posterior. Por lo tanto, la temperatura de recalentamiento de la placa es preferiblemente 1.100°C o mayor. El tiempo de calentamiento de la placa no está especificado de manera específica; sin embargo, para mejorar de manera suficiente la disolución de carbonitruros de Nb, es deseable mantener durante 30 minutos o más después de alcanzar esa temperatura. Sin embargo, si el acero fundido después de fundición se envía directamente a una alta temperatura para que se lamine, el tiempo no está limitado al anterior.

A continuación, se realiza laminación en caliente. En la etapa de laminación en caliente, en primer lugar, la placa calentada es laminada en basto para fabricar una barra laminada en basto. En esta laminación en basto, por ejemplo, la placa se lamina en un espesor de aproximadamente 80 mm o menor, a fin de que la barra laminada en basto se pueda fijar en el cilindro de máquina de acabado de la laminación. Después, la barra laminada en basto se somete a acabado de la laminación para fabricar un acero laminado. Con el objetivo de obtener una microestructura enfriada continuamente más uniforme en la dirección del espesor, la temperatura de iniciación del acabado de la laminación se fija a 1.000°C o más y más preferiblemente a 1.050°C o más. Para conseguir esto, la barra laminada en basto o el acero laminado se calienta preferiblemente durante el tiempo de la terminación de la laminación en basto hasta la iniciación del acabado de la laminación y/o durante el acabado de la laminación, si se requiere.

En particular, para obtener de una manera estable excelente elongación total en la presente invención, es eficaz inhibir la precipitación fina de MnS, etc. El dispositivo de calentamiento en este caso puede ser cualquier tipo; sin embargo, un tipo transversal es preferible puesto que el tipo transversal puede calentar de manera uniforme en la dirección del espesor. Normalmente, los precipitados tales como MnS se redisuelven en una disolución sólida durante el recalentamiento de la placa a aproximadamente 1.250°C y precipita finamente durante la posterior laminación en caliente. Por consiguiente, se puede mejorar la ductibilidad controlando la temperatura de recalentamiento de la placa a aproximadamente 1.150°C para evitar que se redisuelva el MnS en una disolución sólida. Sin embargo, para fijar la temperatura final de laminación dentro del intervalo de la presente invención, es un medio eficaz calentar la barra laminada en basto o el acero laminado durante el tiempo de terminación de laminación en basto hasta la iniciación de acabado de la laminación y/o durante el acabado de la laminación.

El descascarillado se puede realizar durante el tiempo de la terminación de la laminación en basto hasta la iniciación del acabado de la laminación. En este caso, la presión de colisión P (MPa) y el caudal I (litros/cm<sup>2</sup>) de agua a alta presión sobre la superficie de la chapa de acero satisfacen la ecuación condicional de  $P \text{ (MPa)} \times \text{caudal I (litros/cm}^2) \geq 0,0025$ .

La presión de colisión P del agua a alta presión sobre la superficie de la chapa de acero se describe de la siguiente manera (se refiere a "Iron and Steel", 1.991, Vol. 77, N° 9, pág. 1.450).

$$P \text{ (MPa)} = 5,64 \times P_0 \times V/H^2$$

donde, P<sub>0</sub> (MPa): Presión del líquido,



## ES 2 710 715 T3

V (litros/min): Caudal de líquido de la boquilla y

H (cm): Distancia entre la superficie de la chapa de acero y la boquilla.

El caudal L se describe de la siguiente manera.

$$l \text{ (litros/cm}^2\text{)} = V/(W \times v)$$

5 donde, V (litros/min): Caudal de líquido de la boquilla,

W (cm): Anchura de líquido de pulverización que pone en contacto la superficie de la chapa de acero por la boquilla, y

v (cm/min): Velocidad de transporte de la chapa.

10 No es necesario en particular especificar el límite superior de valor de la presión de colisión P x caudal L para obtener los efectos de la presente invención. Sin embargo, se fija preferiblemente a 0,02 o menos, puesto que tienen lugar excesivo desgaste de la boquilla y otros problemas cuando se aumenta el caudal líquido de la boquilla.

15 Además, la máxima altura Ry de la superficie de la chapa de acero de acabado laminado es preferiblemente 15 µm (Ry de 15 µm, 12,5 mm, In 12,5 mm) o menor. Esto es evidente, como se describe, por ejemplo, en la página 84 de the Metal Material Fatigue Design Handbok, Sociedad de Ciencias de los Materiales, Japón, del hecho de que la resistencia a la fatiga de chapa de acero laminada en caliente o lavada con ácido se correlaciona con la altura máxima Ry de la superficie de la chapa de acero. Por otra parte, el posterior acabado de la laminación se realiza preferiblemente en 5 segundos después del descascarillado a fin de evitar la reformación de cascarilla.

20 Además, los productos semiacabados de sección rectangular se pueden juntar entre la laminación en basto y el acabado de la laminación y se puede realizar de manera continua el acabado de la laminación. En ese momento, la barra laminada en basto se puede enrollar temporalmente en la forma de un arrollamiento, poner en una cubierta con una función de calentamiento si es necesario, y juntar entonces después de desenrollado.

25 El acabado de la laminación se realiza en un estado en que la temperatura final (TF) del acabado de la laminación está en un intervalo de temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub> o mayor y (temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub> + 100°C) o menor. En la presente, la temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub> se muestra simplemente por, por ejemplo, la relación con los componentes del acero según las siguientes ecuaciones de cálculo.

$$Ar_3 = 910 - 310 \times \%C + 25 \times \%Si - 80 \times \%Mneq$$

donde, Mneq = %Mn + %Cr + %Cu + %Mo + %Ni/2 + 10(%Nb - 0,02).

O, en el caso de incluir B, Mneq = %Mn + %Cr + %Cu + %Mo + %Ni/2 + 10(%Nb-0,02) +1.

30 En la presente, los parámetros de %C, %Si, %Mn, %Cr, %Cu, %Mo, %Ni y %Nb en las ecuaciones indican los respectivos contenidos (% en masa) de los elementos C, Si, Mn, Cr, Cu, Mo, Ni y Nb en las placas.

35 Si la temperatura final (TF) del acabado de la laminación es menor que la temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub>, hay una posibilidad de laminación de la región de dos fases α + γ; de ese modo, la estructura trabajada permanece en los granos de ferrita laminados, dando como resultado el riesgo de deterioro de la ductibilidad y el diámetro de grano del cristal llega a ser menor que 2 µm, conduciendo a la preocupación de aumento del límite de alargamiento. De acuerdo con esto, la temperatura final se fija a la temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub> o mayor. Por otra parte, si la temperatura final es mayor que (temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub> + 100°C), desaparece un efecto de arrastre y/o un efecto de anclaje para suprimir la recuperación/recristalización y el crecimiento de grano de la austenita por adición de Nb, y así llega a ser difícil obtener un diámetro de grano del cristal de 8 µm o menos, ocasionando preocupación por la disminución de la cantidad de endurecimiento en horno. 40 Está limitado o no de manera específica el programa del canal del cilindro en los respectivos soportes en el acabado de la laminación, se pueden obtener los efectos de la presente invención. Sin embargo, desde el punto de vista de la precisión de la conformación de la chapa, la velocidad de laminación en el soporte final es preferiblemente menor que 10%.

45 Después de la terminación de acabado de la laminación, la chapa de acero se enfría a una velocidad de enfriamiento promedio de 80°C/s o mayor a un intervalo de temperatura de 500°C o menor, para fabricar una chapa de acero laminada en caliente. La temperatura de iniciación de enfriamiento no se limita específicamente. Si el enfriamiento se inicia a una temperatura que es la temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub> o mayor, la microestructura llega a ser principalmente una microestructura enfriada continuamente. Si se inicia el enfriamiento a una temperatura por debajo de la temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub>, la microestructura contiene una ferrita poligonal en la misma. 50

En cualquier caso, si la velocidad de enfriamiento es menor que la anterior, preocupa que los granos del cristal

5 crezcan y no se puede obtener un diámetro medio de partícula de 8 µm o menor. Parece que los efectos de la presente invención se pueden obtener sin especificar en particular el límite superior de la velocidad de enfriamiento. Sin embargo, si es mayor que 500°C/s, el diámetro de grano del cristal llega a ser menor que 2 µm, ocasionando preocupación el aumento del límite de alargamiento. Así, la velocidad de enfriamiento es preferiblemente 500°C/s o menor. Además, puesto que preocupa el combado en la chapa debido a deformación térmica, se fija preferiblemente 250°C/s o menor. Por otra parte, es deseable una microestructura uniforme para mejorar la aptitud para trabajar las rebabas. Para obtener dicha microestructura, la velocidad de enfriamiento es preferiblemente 130°C/s o mayor.

10 Si se detiene el enfriamiento a una temperatura mayor que 500°C, preocupa la generación de una fase que contenga carburos voluminosos tales como perlita, que no es preferible para la aptitud para ser trabajada. Por lo tanto, el enfriamiento se realiza a un intervalo de temperatura de 500°C o menor. Sin embargo, a menos que se inicie el enfriamiento en 5 segundos después de terminación de acabado de la laminación, progresa la recristalización y el crecimiento de grano de la austenita y así llega a ser difícil obtener un diámetro de grano del cristal de 8 µm o menor, ocasionando preocupación la disminución de la cantidad de endurecimiento en horno. De acuerdo con esto, es deseable iniciar el enfriamiento en 5 segundos después de terminación de acabado de la laminación.

15 Después de terminación del enfriamiento, se realiza arrollamiento. Si la temperatura de arrollamiento es mayor que 500°C, el C y/o el N se difunden fácilmente y no se puede asegurar suficientemente que el C del soluto y/o el N del soluto aumenten la capacidad de endurecimiento al horno. Por lo tanto, la temperatura de arrollamiento se fija a 500°C o menor. Para aumentar la capacidad de endurecimiento al horno, es preferiblemente 450°C o menor. Por otra parte, para obtener la cantidad de endurecimiento en horno de 80 MPa o más y para suprimir la generación de la elongación en el límite de elasticidad de una manera estable siempre, la temperatura de arrollamiento es más preferiblemente 350°C o menor. Además, desde el punto de vista de la resistencia a deterioro por envejecimiento, es incluso más preferiblemente 150°C o menor. No es necesario limitar de manera específica el límite inferior de la temperatura de arrollamiento. Sin embargo, debido a la preocupación por el aspecto defectuoso causado por el óxido si el arrollamiento se humedece durante un tiempo prolongado, la temperatura más deseable es 50°C o mayor.

20 Después de la terminación de la etapa de laminación en caliente, se puede realizar lavado con ácido si es necesario y después se puede realizar pasada de endurecimiento a una velocidad de reducción de 10% o menos o laminación en frío a una velocidad de reducción de hasta aproximadamente 40% fuera de línea o en línea.

30 La laminación de pasada de endurecimiento se realiza preferiblemente a 0,1% o más y 0,2% o menos de manera que se corrija la conformación de la chapa de acero y mejore la ductibilidad debido a introducción de dislocaciones móviles.

Para galvanizar la chapa de acero laminada en caliente después de lavado con ácido, la chapa de acero laminada en caliente se puede sumergir en un baño de galvanizado y si es necesario, se somete a tratamiento de aleación.

**Ejemplos**

35 Lo siguiente proporciona una explicación más detallada de la presente invención por sus ejemplos.

40 Se fundieron los aceros A a K con los componentes químicos mostrados en la Tabla 2 usando un convertidor y se sometieron a fundición continua. Después, se enviaron directamente a laminación en basto o se recalentaron previamente a laminación en basto y se sometieron a laminación en basto y acabado de la laminación de manera que se produjera el espesor de la chapa 1,2 a 5,5 mm y se arrollaron. Las composiciones químicas mostradas en la tabla se indican en % en masa. Por otra parte, teniendo en cuenta el acero D, después de laminación en basto, se realizó el descascarillado en un estado en que la presión de colisión era 2,7 MPa y el caudal era 0,001 litros/cm<sup>2</sup>. Además, como se muestra en la Tabla 4, se galvanizó el acero I.

Tabla 2

Composición química (unidad: % en masa)									
Acero	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Otros
A	0,068	0,95	1,22	0,009	0,003	0,014	0,0029	0,025	
B	0,065	1,01	1,20	0,011	0,003	0,015	0,0031	<u>0,001</u>	
C	0,150	0,02	1,10	0,012	0,001	0,030	0,0044	0,012	Ti: 0,02%
D	0,091	0,22	0,82	0,010	0,001	0,033	0,0038	0,011	Cu: 0,29%, Ni: 0,11%

## ES 2 710 715 T3

E	0,031	0,71	1,95	0,011	0,001	0,028	0,0050	0,027	Cr: 0,08%
F	<u>0,006</u>	0,61	0,43	0,087	0,001	0,019	0,0019	0,015	Ti: 0,055%
G	0,056	0,17	1,93	0,009	0,001	0,062	0,0020	0,031	Mo: 0,12%
H	0,072	0,05	1,31	0,009	0,001	0,016	0,0030	0,030	V: 0,098%
I	0,052	1,02	1,76	0,010	0,001	0,005	0,0036	0,010	B: 0,0003%, REM: 0,0008%
J	<u>0,210</u>	1,45	1,51	0,007	0,001	0,032	0,0048	0,021	
K	0,058	0,89	1,72	0,010	0,001	0,051	0,0061	0,045	Ca: 0,0015%

5 Los detalles de las condiciones de producción se muestran en la Tabla 3 y la Tabla 4. En la presente, "barra laminada en basto calentada" indica calentar la barra laminada en basto o el acero laminado durante el tiempo de terminación de laminación en basto hasta la iniciación de acabado de la laminación y/o durante el acabado de la laminación e indica si se ha llevado a cabo o no este calentamiento. "TF0" indica la temperatura de iniciación de acabado de la laminación. "TF" indica la temperatura final de acabado de la laminación. "Tiempo hasta iniciación de enfriamiento" indica el tiempo desde la terminación de acabado de la laminación hasta que se inicia el enfriamiento. "Velocidad de enfriamiento por debajo de 500°C" indica la velocidad de enfriamiento promedio cuando se enfriaron los aceros laminados en el intervalo de temperatura desde la temperatura de iniciación de enfriamiento por debajo de 500°C. "TA" indica la temperatura de arrollamiento.

10 En el ensayo de tracción de las chapas de acero delgadas obtenidas de esta manera, en primer lugar se trabajaron los materiales de muestra en fragmentos de ensayo N° 5 como se describe en JIS Z 2201 y después se sometieron al ensayo según el método descrito en JIS Z 2241. En las tablas, "LF" indica el límite de fluencia, "RT" indica la resistencia a la tracción, "EI" indica la elongación y "LA" indica el límite de alargamiento.

15 El ensayo BH se realizó de manera similar al ensayo de tracción, en que se trabajaron las chapas de acero en los fragmentos de ensayo N° 5 como se describe en JIS Z 2201, se aplicó deformación por tracción preliminar de 2% a los fragmentos de ensayo, después tratamiento térmico correspondiente a un tratamiento final en horno a 170°C durante 20 minutos y después se realizó de nuevo el ensayo de tracción. En la presente, la cantidad de endurecimiento en horno (BH del 2%) se define como el valor obtenido por sustracción de una tensión de plastificación de la deformación por tracción preliminar de 2% del límite de elasticidad superior obtenido en el ensayo de tracción repetido.

20 La resistencia a la corrosión después de recubrimiento se evaluó según el siguiente procedimiento. En primer lugar, las chapas de acero producidas se lavaron con ácido y después se sometieron a fosfatación adhiriendo una película de fosfato de cinc de 2,5 g/m<sup>2</sup>. Además, se realizó recubrimiento por electrodeposición a un espesor de 25 µm sobre la superficie superior del mismo y después se realizó tratamiento final en horno a 170°C durante 20 minutos. Después, la película recubierta por electrodeposición se cortó para una longitud de 130 mm con una cuchilla puntiaguda hasta que se alcanzó la superficie del acero y se pulverizó con disolución salina al 5% a 35°C durante 700 horas en un estado de pulverización de disolución salina mostrado en JIS Z 2371. Después, una cinta (405A-24 JIS Z 1522, fabricada por Nichiban Company, Ltd.) con una anchura de 24 mm se adhirió sobre la parte cortada en paralelo con la misma, en una longitud de 130 mm. Después de que se despegara esta cinta, se midió la anchura de despegue máxima de la película recubierta.

35 Por otra parte, se examinó la microestructura según el siguiente método. En primer lugar, las muestras cortadas de una posición de  $\frac{1}{4} W$  o  $\frac{3}{4} W$  de la anchura ( $W$ ) de las chapas de acero se molieron a lo largo de la sección transversal en la dirección de laminación y después se sometieron a ataque químico usando un reactivo de nital. Se realizó observación en los campos a  $\frac{1}{4} t$  del espesor ( $t$ ) de la chapa a aumento de 200 veces a 500 veces usando un microscopio óptico y se tomaron fotografías de la estructura metálica. En la presente, la fracción en volumen de la microestructura se define como la fracción del área en las fotografías de la estructura metálica. A continuación, el diámetro medio de grano de la microestructura enfriada continuamente se define como sigue. En primer lugar, usando de manera intencionada el método de corte descrito en JIS G 0552, que se usa de manera inherente para obtener el tamaño de grano del cristal de los granos de ferrita poligonal, el número  $G$  de tamaño de grano se obtuvo de la medición. A continuación, usando el número  $G$  de tamaño de grano obtenido, se obtuvo el número  $m$  de los granos del cristal por 1 mm<sup>2</sup> del área transversal a partir de la ecuación de  $m = 8 \times 2^G$ . El diámetro medio de grano  $d_m$  obtenido a partir de este número  $m$  usando la ecuación de  $d_m = 1/(\sqrt{m})$ , se define como el diámetro medio de grano de microestructura enfriada continuamente. En la presente, la microestructura enfriada continuamente ( $Z_w$ ) es una microestructura que se define como una estructura de transformación en una fase intermedia entre una ferrita poligonal formada por un mecanismo de difusión y martensita en ausencia de difusión, como se describe en "Recent Research on the Bainite Structure of Low Carbon Steel and its Transformation Behavior-Final Report of the Bainite Research Committee", Comité de Investigación de la Bainita, Sociedad de Investigación Básica, el Instituto del

Hierro y el Acero de Japón, (1.994, el Instituto del Hierro y el Acero de Japón). Esto es, como se describe en las secciones 125 a 127 de la referencia anterior en términos de la estructura observada por microscopía óptica, la microestructura enfriada continuamente (Zw) se define como una microestructura que incluye principalmente Ferrita bainítica ( $\alpha^{\circ}_B$ ), Ferrita bainítica granular ( $\alpha_B$ ) y ferrita Quasi-poligonal ( $\alpha_q$ ) y adicionalmente incluye pequeñas cantidades de austenita retenida ( $\gamma_r$ ) y Martensita-austenita (MA). Teniendo en cuenta la  $\alpha_q$ , la estructura interna no aparece como resultado de ataque químico de la misma manera que FP, sin embargo tiene una forma acicular y así se distingue claramente de FP. En la presente, asumiendo que se toma que la longitud de contorno del grano de cristal fijado como objetivo sea  $1q$  y se toma que su diámetro circular equivalente sea  $dq$ , los granos en que su relación de ( $1q/dq$ ) satisface la relación de  $1q/dq \geq 3,5$  son  $\alpha_q$ . La microestructura enfriada continuamente (Zw) en la presente invención se puede definir como una microestructura que incluye uno o dos o más cualesquiera de  $\alpha^{\circ}_B$ ,  $\alpha_B$ ,  $\alpha_q$ ,  $\gamma_r$  y MA, siempre que la pequeña cantidad total de  $\gamma_r$  y MA sea 3% o menor.

Se midió la razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y/o N del soluto. La razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y/o N del soluto en la presente invención se define como un valor obtenido dividiendo la cantidad total del C del soluto y/o el N del soluto presente en el contorno del grano, por la cantidad total del C del soluto y/o N del soluto. Este valor puede ser un valor obtenido calculando el único valor medido del C del soluto o el N del soluto. Alternativamente, también se puede emplear un valor obtenido calculando el valor medido añadido del C del soluto y el N del soluto.

Para medir el C del soluto presente en el contorno del grano o en el interior de los granos, se usó un método de sonda atómica tridimensional. La condición de la medición fue tal que la temperatura de la ubicación de la muestra fue aproximadamente  $-203^{\circ}\text{C}$  (70 K), el voltaje completo de la sonda fue 10 a 15 kV y la relación del pulso fue 25%. Las respectivas muestras se midieron tres veces respectivamente en cada uno de, el contorno del grano y el interior de los granos y se usó el valor promedio de estas como el valor representativo. El ruido de fondo y similares fueron eliminados del valor de la medición. El valor obtenido se convirtió en exceso de C ( $\text{atm}/\text{nm}^2$ ) definido como la densidad atómica por área del contorno del grano unidad y después se convirtió además en la cantidad total de segregación de las caras del contorno del grano a partir de la siguiente ecuación usando la relación en volumen del contorno del grano Rb.

la cantidad total de segregación de las caras del contorno del grano= exceso de C promedio x Rb x 12 (peso atómico de C) / 56 (peso atómico de Fe)

En la presente, Rb fue un valor definido a partir de la siguiente ecuación, asumiendo que un lado de un grano en forma de paralelepípedo rectangular es D y la anchura de la segregación del contorno del grano es W = 2a (a = 2 nm).

$$Rb = \{D^3 - (D - 2a)^3\}/D^3 = 3(W/D) - 3(W/D)^2 + (W/D)^3$$

La razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y/o N del soluto es un valor obtenido dividiendo la cantidad total de segregación de las caras del contorno del grano obtenida por lo anterior, por la cantidad de C del soluto obtenido por el método de fricción interna.

Seis aceros de cada acero A-2, A-3, C, E, I y K, satisfacen el intervalo de la presente invención. Todos estos aceros son una chapa de acero laminada en caliente endurecido al horno con excelente aptitud para ser trabajado que contiene cantidades predeterminadas de componentes del acero, en que la microestructura es una microestructura enfriada continuamente con un diámetro de partícula medio de 2 a 8  $\mu\text{m}$  y la razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y/o N del soluto es 0,28 o menor. Por consiguiente, la cantidad de endurecimiento en horno (BH del 2%), la resistencia a la corrosión y el límite de alargamiento (LA) evaluados por el método descrito en la presente invención satisfacen 70 MPa o más, 4,0 mm o menos y 70% o menos, respectivamente.

Otros aceros distintos de los anteriores están fuera del intervalo de la presente invención debido a las siguientes razones. Esto es, en el acero A-1, puesto que la velocidad de enfriamiento por debajo de  $500^{\circ}\text{C}$  es mayor que  $500^{\circ}\text{C}/\text{s}$ , la microestructura que sirve como el objeto de la presente invención no se puede obtener y no se puede obtener un límite de alargamiento suficientemente bajo. En el acero A-8, puesto que el tiempo hasta la iniciación de enfriamiento es 5 segundos o más, la microestructura que sirve como el objeto de la presente invención no se puede obtener y no se puede obtener una cantidad de endurecimiento en horno suficiente. En el acero A-9, puesto que la temperatura final de acabado de la laminación (TF) es menor que la temperatura del punto de transformación  $\text{Ar}_3$ , la microestructura que sirve como el objeto de la presente invención no se puede obtener y no se puede obtener un límite de alargamiento suficientemente bajo. En el acero B, puesto que el contenido en Nb está fuera del intervalo de 0,005 a 0,05% en masa (menor que 0,005% en masa), no se puede obtener una cantidad de endurecimiento en horno suficiente. En el acero F, puesto que el contenido en C está fuera del intervalo de 0,01 a 0,2% en masa (menor que 0,01 % en masa), y no se puede obtener la microestructura que sirve como el objeto de la presente invención, no se puede obtener una cantidad de endurecimiento en horno suficiente. En el acero J, puesto que el contenido en C está fuera del intervalo de 0,01 a 0,2% en masa (mayor que 0,2% en masa), no se puede obtener una cantidad de endurecimiento en horno suficiente.

Tabla 3

Acero Nº	Condición de producción										Microestructura				Propiedad mecánica				Prop. Resist. BH corros.		Comentarios
	Límite inferior calent. objetivo (°C)	Temp. calent. real (°C)	Barra laminada en basto calentada	TF0 (°C)	TF (°C)	A <sub>5</sub> (°C)	A <sub>5</sub> +100 (°C)	Tiempo hasta iniciación enfriam. (s)	Temp. iniciación enfriam. (°C)	Veloc. a 500°C (°C/s)	TA (°C)	Microestructura	Diámetro grano cristal (µm)	Razón abundancia contorno grano	LF (MPa)	RT (MPa)	EI (%)	LA (%)	BH 2% despegue (MPa)	Anchura despegue máxima (mm)	
A-1	1073	1200	Realizado	1050	900	811	911	1,0	885	520	<150	Zw	1,8	0,20	640	791	22	81	95	1,5	Acero comparativo
A-2	1073	1200	Realizado	1050	900	811	911	1,0	885	120	<150	Zw	2,2	0,19	544	783	25	69	93	1,5	*
A-3	1073	1200	Realizado	1050	840	811	911	1,0	825	120	<150	Zw	4,0	0,10	512	746	26	69	88	0,0	*
A-4	1073	1200	Realizado	1050	840	811	911	4,0	780	120	<150	Zw+FP	6,0	0,07	495	728	27	68	85	0,0	*
A-5	1073	1200	Realizado	1050	840	811	911	4,0	780	80	<150	FP+Zw	4,0	0,22	474	720	28	66	82	1,5	*
A-6	1073	1200	Realizado	1050	840	811	911	4,0	780	80	450	FP	5,0	0,26	480	733	27	65	78	2,0	Presente invención
A-7	1073	1200	Realizado	1050	840	811	911	4,0	780	80	450	FP	6,0	0,25	465	717	28	65	75	2,0	Presente invención
A-8	1073	1200	Realizado	1050	840	811	911	6,0	750	80	550	FP	9,0	0,57	446	693	29	64	57	7,5	Acero comparativo
A-9	1073	1200	Realizado	1050	800	811	911	4,0	740	80	450	FP Trabajado	7,0	0,37	690	734	11	94	63	7,0	Acero comparativo
B	777	1180	No realizado	1050	900	834	934	6,0	810	120	<150	Zw	4,0	0,10	393	630	31	62	61	0,0	Acero comparativo

\* Ejemplo Referencia

Tabla 4

Acero Nº	Condición de producción										Microestructura			Prop. mecánica			Resist. cortos.	Comentarios			
	Límite inferior calent. objetivo (°C)	Temp. calent. real (°C)	Barra laminada en basto calentada	TF0 (°C)	TF (°C)	AT <sub>5</sub> (°C)	AT <sub>5</sub> +100 (°C)	Tiempo hasta inicia. enfriam. (s)	Temp. inicia. enfriam. (°C)	Veloc. enfriam. a 500°C (°C/s)	TA (°C)	Microestructura	Diámetro grano cristal (µm)	Razón abundancia contorno grano	LF (MPa)	RT (MPa)			EI (%)	LA (%)	BH 2% (MPa)
C	1080	1180	No realizado	1100	850	782	882	4,0	790	80	450	Z <sub>w</sub>	6,5	0,14	411	596	28	69	74	1,0	*
D (*1)	1014	1180	No realizado	1100	870	801	901	4,0	810	80	450	FP+Z <sub>w</sub>	7,0	0,25	376	562	29	67	71	2,0	*
E	995	1180	No realizado	1100	800	750	850	1,0	785	120	450	Z <sub>w</sub>	3,5	0,26	430	621	27	69	88	2,0	*
F	801	1180	No realizado	1100	920	893	993	1,0	905	40	650	FP	25,0	0,00	290	468	39	62	0	0,0	Acero comparativo
G	1075	1180	Realizado	1100	820	724	824	1,0	805	80	450	Z <sub>w</sub> +FP	7,0	0,23	570	811	23	70	70	1,5	*
H	1101	1230	Realizado	1100	850	776	876	4,0	790	80	450	FP	4,0	0,27	340	498	35	68	86	2,0	Presente invención
I (*2)	948	1230	Realizado	1100	800	707	807	1,0	785	120	<150	Z <sub>w</sub>	5,5	0,07	444	644	31	69	80	0,0	*
J	1194	1230	Realizado	1100	830	760	860	5,0	755	40	400	FP+B +TR	8,5	0,30	588	844	32	70	43	7,0	Acero comparativo
K	1125	1230	Realizado	1100	850	757	857	1,0	835	120	<150	Z <sub>w</sub>	3,0	0,14	500	751	28	67	94	1,0	*

\*1: Después de laminación en basto, se realizó descascarillado con una presión de colisión de 2,7 MPa y un caudal de 0,001 litros/cm<sup>2</sup>.

\*2: Se realizó galvanización.

\*: Ejemplo Referencia

## ES 2 710 715 T3

5 Usando la chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada de la presente invención, no sólo se pueden formar fácilmente partes que requieren mucho trabajo, sino también se puede obtener una cantidad de endurecimiento en horno de 50 MPa o más de una manera estable en un intervalo de resistencia de clase 370 a 640 MPa. Por lo tanto, la presente invención se puede utilizar en particular para una chapa de acero para partes del automóvil y un procedimiento para fabricar estas y puede contribuir a una reducción en peso para carrocerías de automóviles a bajo coste.

## REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada, que comprende, en términos de % en masa, C de 0,01 a 0,2%, Si de 0,01 a 2%, Mn de 0,1 a 2%, P de 0,1% o menos, S de 0,03% o menos, Al de 0,001 a 0,1%, N de 0,01% o menos, Nb de 0,005 a 0,05%, opcionalmente uno o más seleccionados de: Ti de 0,001 a 0,02%, B de 0,0002 a 0,002%, Cu de 0,2 a 1,2%, Ni de 0,1 a 0,6%, Mo de 0,05 a 1%, V de 0,02 a 0,2% y Cr de 0,01 a 1%,  
5 además opcionalmente uno o ambos de Ca de 0,0005 a 0,005% y REM de 0,0005 a 0,02%,  
siendo resto, Fe e impurezas inevitables,  
10 en la que la microestructura es una microestructura que consiste en una microestructura enfriada continuamente que tiene un diámetro medio de partícula de 2 µm a 8 µm,  
la microestructura enfriada continuamente consiste en ferrita bainítica, ferrita bainítica granular, ferrita cuasi-poligonal, austenita retenida y martensita-austenita, y una cantidad total de la austenita retenida y la martensita-austenita es del 3% o menos, y  
15 una razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y/o N del soluto es 0,28 o menor, la razón de abundancias de contorno del grano de C del soluto y/o N del soluto es un valor obtenido dividiendo una cantidad total del C del soluto y/o el N del soluto presente en el contorno del grano, por una cantidad total del C del soluto y/o el N del soluto.
2. La chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada según la reivindicación 1, que se galvaniza.
3. Un método para fabricar una chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada, comprendiendo el método: calentar una placa que contiene, en términos de % en masa, C de 0,01 a 0,2%, Si de 0,01 a 2%, Mn de 0,1 a 2%, P de 0,1% o menos, S de 0,03% o menos, Al de 0,001 a 0,1%, N de 0,01% o menos, Nb de 0,005 a 0,05%, opcionalmente uno o más seleccionados de Ti de 0,001 a 0,02%, B de 0,0002 a 0,002%, Cu de 0,2 a 1,2%, Ni de 0,1 a 0,6%, Mo de 0,05 a 1%, V de 0,02 a 0,2% y Cr de 0,01 a 1%, además opcionalmente uno o ambos de, Ca de 0,0005 a 0,005% y REM de 0,0005 a 0,02% y como el resto, Fe e impurezas inevitables, a al menos una temperatura de recalentamiento de la placa TRP que satisface la siguiente ecuación (A):  
20  
25  
TRP (°C) = 6.670/{2,26 - log(%Nb)(%C)} - 273 ... (A)  
30 y someter después la placa a una laminación en caliente, en el que en la laminación en caliente, la placa calentada se somete a una laminación en basto de manera que se obtiene una barra laminada en basto, la barra laminada en basto se somete a un acabado de la laminación en un estado en que la temperatura final está en un intervalo de temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub> o mayor y (temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub> + 100°C) o menor, de manera que se obtiene un acero laminado, el acero laminado se enfría a una velocidad de enfriamiento de 80°C/s o mayor desde una temperatura de iniciación del enfriamiento que es la temperatura del punto de transformación Ar<sub>3</sub> o mayor a un intervalo de temperatura de 500°C o menor, de manera que se obtiene una chapa de acero laminada en caliente y se arrolla la chapa de acero laminada en caliente.  
35
4. El método para fabricar chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada según la reivindicación 3, en el que la temperatura de iniciación del acabado de la laminación se fija a 1.000°C o más.
5. El método para fabricar chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada según la reivindicación 3, en el que barra laminada en basto y/o el acero laminado se calienta durante el tiempo hasta la iniciación del acabado de la laminación y/o durante el acabado de la laminación.
6. El método para fabricar una chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada según la reivindicación 3, en el que el descascarillado se realiza durante el tiempo de terminación de la laminación en basto hasta la iniciación del acabado de la laminación.
7. El método para fabricar una chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada según la reivindicación 3, en el que la chapa de acero laminada en caliente obtenida por la laminación en caliente se sumerge en un baño de galvanizado de manera que se galvaniza la superficie de la chapa de acero laminada en caliente.
8. El método para fabricar una chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada según la reivindicación 7, en el que se realiza un tratamiento de aleación después de galvanización.  
50



9. El método para fabricar una chapa de acero laminada en caliente para endurecimiento en horno con excelente aptitud para ser trabajada según la reivindicación 3, en el que el enfriamiento del acero laminado se inicia en 5 segundos después de la terminación del acabado de la laminación.

FIG. 1

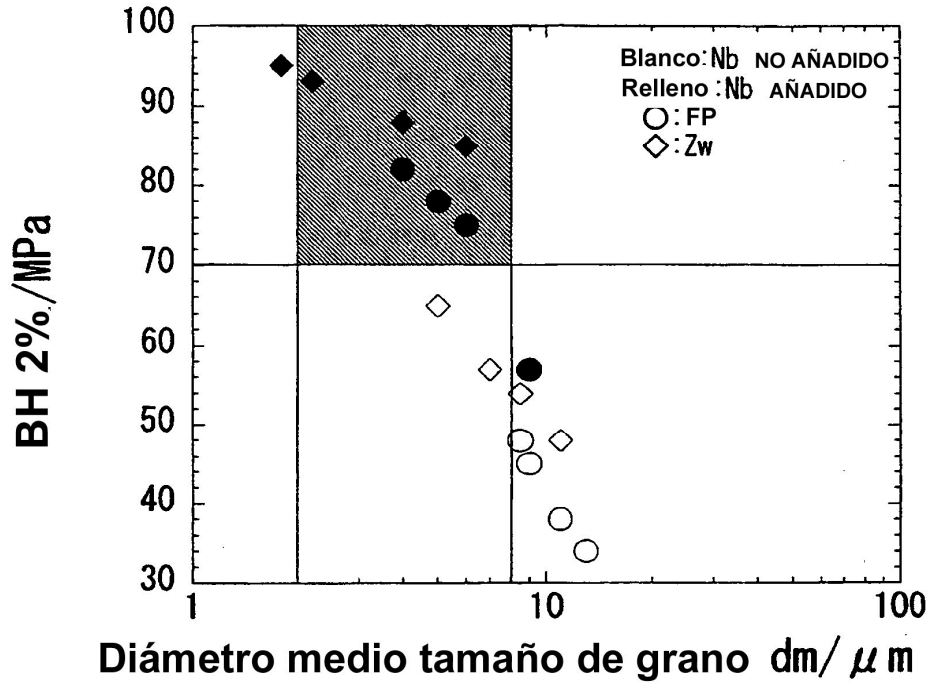


FIG. 2

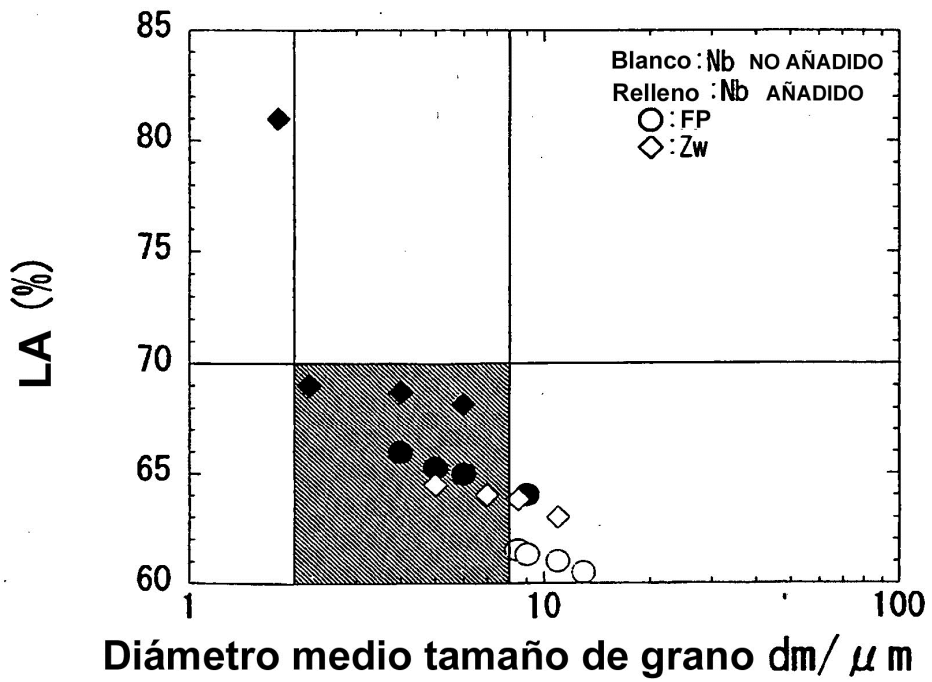


FIG. 3

