

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 663 995**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/12	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)
C21D 8/04	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)
C21D 9/48	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **24.06.2013 PCT/JP2013/067229**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **03.01.2014 WO14002941**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **24.06.2013 E 13809684 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **31.01.2018 EP 2865778**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia y proceso para producir la misma**

30 Prioridad:

26.06.2012 JP 2012142692

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

17.04.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**KOBAYASHI, YUKIKO;
SAKURADA, EISAKU y
HAYASHI, KUNIO**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 663 995 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 de alta resistencia y proceso para producir la misma

5 [Campo de la técnica]

La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente que se somete a un trabajo de desbarbado o un trabajo de rebordado por estiramiento, por ejemplo, adecuado para piezas estructurales de alta resistencia de un automóvil o similar y en la que apenas aparecen daños en una cara final cuando se perfora la chapa de acero y a un método para producir la misma.

10

[Técnica anterior]

En los últimos años, existe una tendencia a que se enfatice la reducción de peso de los elementos del automóvil desde el punto de vista del ahorro de energía y a que también se enfatice adicionalmente su durabilidad y seguridad, por lo tanto, progresa más rápidamente que nunca un mayor robustecimiento. Como un ejemplo de esta tendencia, se adapta una chapa de acero de alta resistencia para aplicarse, no solo a los paneles exteriores de un automóvil, sino también a los elementos estructurales.

15

20

La chapa de acero que se aplicará a dichos elementos estructurales también requiere manejabilidad, tal como la capacidad de expansión del orificio además de la conformabilidad por prensado. Por esta razón, se ha desarrollado una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente manejabilidad en un trabajo de desbarbado y en un trabajo de rebordado por estiramiento o similar (por ejemplo, véanse las Publicaciones de Patente 1 y 2).

25

Sin embargo, con la mayor resistencia de la chapa de acero laminada en caliente, existe el problema de que se producen peladuras o defectos similares a rebabas en la cara final de un orificio formado por un trabajo de perforación de la chapa de acero. Estos defectos alteran significativamente la naturaleza del diseño en la cara final del producto y también tienen un riesgo de afectar la resistencia a la fatiga de forma similar a una parte con concentración de tensiones.

30

Con respecto a los problemas anteriores, se ha propuesto una chapa de acero laminada en caliente en la que se restringe una relación de área de una segunda fase dura y cementita y el daño se suprime en la cara final perforada (por ejemplo, véanse las Publicaciones de Patente 3 y 4). Sin embargo, a pesar de que se suprime la formación de la segunda fase dura y la cementita, cuando se establece una eliminación en el trabajo de perforación para la condición más severa para el daño de la cara final, hay casos en que aparecen los defectos en la cara final del orificio.

35

40

Por el contrario, se ha desarrollado una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia en la que se agrega B o la cantidad añadida de P se limita para suprimir una fractura en los límites de grano de cristal durante el trabajo y así se suprime la aparición de daño en la cara final perforada (véanse las Publicaciones de Patente 5 y 6). Además, se ha desarrollado una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia en la que se controla la cantidad de segregación de C o C y B en los límites de grano de cristal de gran ángulo de ferrita y así puede evitarse la aparición de daños en la cara final perforada incluso cuando el trabajo de perforación se lleva a cabo bajo las condiciones más severas (véanse las Publicaciones de Patente 7 y 8). Sin embargo, las chapas de acero descritas en las Publicaciones de Patente 5 a 8 incluyen una estructura que contiene principalmente una fase de ferrita. En consecuencia, estas chapas de acero fueron difíciles de lograr con una alta resistencia de 850 MPa o superior. La Publicación de Patente 9 describe una chapa de acero laminada en caliente de muy alta resistencia que satisface TS ≥ 1180 MPa que tiene excelentes propiedades de superficie y planitud de la lámina, y además está provista de una excelente soldabilidad.

45

50

[Publicaciones de la técnica anterior]

[Publicaciones de patentes]

Publicación de patente 1 JP H10-36917A
 Publicación de patente 2 JP 2001-172745A
 Publicación de patente 3 JP 2004-315857A
 Publicación de patente 4 JP 2005-298924A
 Publicación de patente 5 JP 2004-315857A
 Publicación de patente 6 JP 2005-298924A
 Publicación de patente 7 JP 2008-261029A
 Publicación de patente 8 JP 2008-266726A
 Publicación de patente 9 JP 2006-274335A

55

60

[Compendio de la invención]

[Problemas que se van a resolver mediante la invención]

La invención se ha realizado para resolver los problemas anteriores y un objetivo de la invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que logre tanto excelente conformabilidad de bordeado por estiramiento como ductilidad, en particular, alta resistencia a la tracción de 850 MPa o más alta y que tenga una excelente manejabilidad para la perforación que pueda evitar daños en una cara final incluso cuando el trabajo de perforación se lleva a cabo en las condiciones más severas.

[Medios para resolver los problemas]

Los inventores han investigado las correlaciones entre la frecuencia de aparición de daños en la cara final perforada, los tipos de elementos segregados en los límites del grano de cristal y la cantidad de segregación en los límites del grano de cristal al establecer una eliminación en el trabajo de perforación en la condición más severa. Como resultado, los inventores encontraron que, al utilizar principalmente una estructura de bainita, el daño de la cara final perforada se redujo cuando se controla dentro de un rango apropiado una relación de los límites de grano de cristal de gran ángulo en la que un ángulo del límite de grano de la chapa de acero es de 15° o más respecto a los límites de grano de cristal de pequeño ángulo en los cuales el ángulo del límite de grano es de 5° o más pero de menos de 15°, y la cantidad apropiada de C y B se segregó en los límites de grano de cristal de gran ángulo.

La invención se ha realizado en base a hallazgos novedosos, y la esencia de la invención es la siguiente:

- [1] Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que consiste en, en% en masa,
 C: 0,050 a 0,200%;
 Si: 0,01 a 1,5%;
 Mn: 1,0 a 3,0%;
 B: 0,0002 a 0,0030%;
 Ti: 0,03 a 0,20%;
 P: limitado a 0,05% o menos;
 S: limitado a 0,005% o menos;
 Al: limitado a 0,5% o menos;
 N: limitado a 0,009% o menos; y
 uno o más de Nb: 0,01 a 0,20%, V: 0,01 a 0,20% y Mo: 0,01 a 0,20%,
 con el resto que se compone de Fe e impurezas inevitables,
 en el que una relación de una longitud de límites de grano de cristal de ángulo pequeño que son límites que tienen un ángulo de orientación del cristal de 5° o más pero menos de 15° respecto a una longitud de límites de grano de cristal de gran ángulo que son límites que tienen un ángulo de orientación del cristal de 15° o más, es de 1:1 a 1:4,
 una cantidad de segregación total de C y B en los límites de grano de gran ángulo que es de 4 a 20 átomos/nm²,
 la resistencia a la tracción que es de 850 MPa o superior,
 una relación de expansión del orificio que es del 25% o más, y en el que la estructura de la chapa de acero contiene bainita en una relación de área que excede el 50%.
- [2] La chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia según [1], en la que el contenido de P se limita al 0,02% o menos en % en masa,
 el contenido de P se limita al 0,02% o menos en % en masa y
 la cantidad de segregación de P en los límites de grano de gran ángulo es de 1 átomo/nm² o menos.
- [3] Un método para producir una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia, el método que consiste en:
 con respecto a un bloque de acero que contiene en % en masa,
 C: 0,050 a 0,200%,
 Si: 0,01 a 1,5%,
 Mn: 1,0 a 3,0%,
 B: 0,0002 a 0,0030%,
 Ti: 0,03 a 0,20%,
 P: limitado a 0,05% o menos,
 S: limitado a 0,005% o menos,
 Al: limitado a 0,5% o menos,
 N: limitado a 0,009% o menos, y
 uno o más de Nb: 0,01 a 0,20%, V: 0,01 a 0,20% y Mo: 0,01 a 0,20%,
 con el resto que se compone de Fe e impurezas inevitables,
 calentar el bloque de acero a 1200° C o más;
 completar el laminado a una temperatura de 910° C o más;
 realizar enfriamiento por aire durante 0,5 a 7 segundos después de completar la laminación de acabado;
 someter a enfriamiento primario hasta una temperatura de 550 a 450° C a una velocidad de enfriamiento de 40° C/s o más;
 someter a mantenimiento o a enfriamiento por aire a una temperatura que no sea superior a una temperatura de parada del enfriamiento primario, pero no inferior a 450° C durante 7,5 a 30 segundos;

someter subsiguientemente a enfriamiento secundario hasta una temperatura de 200° C o inferior a una velocidad de enfriamiento de 15° C/s o más; y someter a bobinado.

5 [4] El método para producir la chapa de acero laminado en caliente de alta resistencia según [3], en el que el contenido de P está limitado al 0,02% o menos, en % en masa, en el bloque de acero.

[Efectos de la Invención]

10 Según la invención, se proporciona una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que alcanza un buen equilibrio entre la conformabilidad del bordeado por estiramiento y la ductilidad, en particular, alta resistencia a la resistencia a la tracción de al menos 850 MPa, y que tiene una excelente manejabilidad de perforación en la que la aparición de daños en una cara final se suprime independientemente de las condiciones de una eliminación en el trabajo de perforación. La invención contribuye notablemente a la industria.

15 [Breve descripción de los dibujos]

La FIGURA 1 es un diagrama que ilustra un ejemplo de una imagen de distribución atómica tridimensional (a) en una posición de límites de grano de cristal y un análisis de diagrama de escalera (b) que se obtienen mediante un método de medición de sonda atómica tridimensional.

20 La FIGURA 2 es un diagrama que ilustra las correlaciones entre una cantidad de segregación de C, una relación de una longitud de límites de grano de cristal de gran ángulo respecto a una longitud de límites de grano de cristal de ángulo pequeño, y una tasa de aparición de daño en una cara final perforada.

La FIGURA 3 es un diagrama que ilustra una correlación entre una cantidad de segregación de P y una tasa de aparición de daños en una cara final perforada.

25 [Modos para llevar a cabo la Invención]

Los inventores llevaron a cabo un trabajo de perforado con diversas eliminación utilizando una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tenía una resistencia a la tracción de 850 MPa o superior con una excelente ductilidad y capacidad de expansión del orificio para examinar cuantitativamente las propiedades de la cara final de la misma.

30 Específicamente, se perforó un orificio de 10 mm de diámetro al variar la eliminación según un método de prueba de expansión de orificios descrito en la Norma JFS T 1001-1996 de la Federación de Hierro y Acero de Japón, y se obtuvo una tasa de aparición de daños en toda una circunferencia de una cara final perforada (referida como tasa de aparición de daño en una cara final perforada) al dividir un valor calculado al medir y sumar ángulos en un rango que se considera visualmente como el daño entre toda la circunferencia de la cara final perforada en una forma redonda, por 360°.

40 Como resultado, cuando se aumentó la eliminación, se produjo una peladura o un daño similar a una rebaba que no se confirmó en el caso de que se perforara con una eliminación de aproximadamente 12,5% recomendado por un método general de prueba de expansión de orificios. Por lo tanto, se encontró que la eliminación del 16% era la condición más severa.

Aquí, el siguiente examen se llevó a cabo con una eliminación del 16%.

45 A continuación, la investigación se llevó a cabo con respecto a la influencia de una estructura en la manejabilidad de perforación de una chapa de acero y además con la frecuencia de una aparición de daño en la cara final perforada, es decir, correlaciones entre la tasa de aparición de daño en la cara final perforada, tipos y cantidades de elementos segregados en límites de grano de cristal de gran ángulo y la relación de límites de grano de cristal de ángulo pequeño respecto a límites de grano de cristal de gran ángulo. Además, en la invención, los límites de grano de cristal de gran ángulo se definen como un límite de grano en el que una diferencia de ángulo entre las orientaciones de cristal de granos de cristal adyacentes entre sí es de 15° o más. Además, en la invención, el límite de grano de cristal de ángulo pequeño se define como un límite de grano en el que una diferencia de ángulo entre las orientaciones de cristal de granos de cristal adyacentes entre sí es de 5° o más pero menor que 15°.

50 Un bloque que consiste en % en masa, C: 0,050 a 0,200%, Si: 0,01 a 1,5%, Mn: 1,0 a 3,0%, B: 0,0002 a 0,0030%, Ti: 0,03 a 0,20%, P: limitado a 0,05% o menos, S: limitado a 0,005% o menos, Al: limitado a 0,5% o menos, N: limitado a 0,009% o menos, y uno o más de Nb: 0,01 a 0,20%, V: 0,01 a 0,20%, y Mo : 0,01 a 0,20% con el resto que se compone de Fe e impurezas inevitables fue fundido y sometido a laminado en caliente para producir una chapa de acero bajo diversas condiciones de tratamiento térmico.

60 La muestra N°. 5 de prueba del documento JIS Z 2201 fue muestreada a partir de la chapa de acero y las características de tracción fueron evaluadas según el documento JIS Z 2241. Además, se llevó a cabo una prueba de expansión de orificios según un método de prueba descrito en la Norma JFS T 1001-1996 de la Federación de Hierro y Acero de Japón y se evaluó la conformabilidad del borde por estiramiento de la chapa de acero. Además, se evaluó la tasa de aparición de daños en la cara final perforada después del trabajo de perforación y antes de la prueba de expansión del orificio.

A continuación, se midieron las cantidades de B, C y P segregadas en cinco o más puntos de los límites de grano de cristal de gran ángulo en acero individual para obtener un valor promedio.

5 Con el fin de utilizar activamente bainita, la chapa de acero de la invención incluye los límites de grano de cristal de ángulo pequeño que tienen un ángulo inferior a 15° además de los límites de grano de cristal de gran ángulo. En los límites de grano de cristal de ángulo pequeño, había una tendencia a que la cantidad de segregación se redujera a partir de la diferencia en el número de sitios de trampa de los elementos segregados en comparación con los límites de grano de cristal de gran ángulo. Sin embargo, dado que se reconoció la correlación en la cantidad de segregación entre los límites de grano de cristal de ángulo pequeño y los límites de grano de cristal de gran ángulo, se midió aquí la cantidad de segregación en los límites de grano de cristal de gran ángulo. Se determinó un ángulo de la orientación del cristal al analizar un patrón de Kikuchi obtenido a partir de una observación del microscopio electrónico de transmisión de la muestra.

10 En la invención, una estructura que contiene principalmente la bainita contiene la bainita en la que una relación de área excede el 50% cuando se observa la cara final y puede contener ferrita o una segunda fase menor del 50%.

15 En cuanto a un método para medir las cantidades de elementos de segregación, con el fin de comparar estrictamente una distribución de los elementos de segregación en la microrregión, es adecuado obtener las cantidades en Exceso al utilizar un método de sonda atómica tridimensional como se describe a continuación. Es decir, la parte del límite de grano de cristal de la muestra que se va a medir se somete a corte y a electropulido para preparar una muestra acicular. Además, en este momento, se puede utilizar un método de procesamiento de haz de iones enfocado junto con el electropulido. Se observa una región que incluye los límites de grano de cristal y un ángulo del límite de grano en un campo visual relativamente amplio mediante FIM, y se lleva a cabo la medición de la sonda atómica tridimensional.

20 En la medición de la sonda atómica tridimensional, se pueden reconstruir los datos integrados para obtener una imagen de distribución real de átomos en un espacio real. Dado que una superficie atómica es discontinua en la posición de los límites de grano, la posición de los límites de grano puede reconocerse como una superficie de límite de grano y puede observarse visualmente que varios elementos están segregados en la posición de los límites de grano.

25 A continuación, para estimar la cantidad de segregación de cada elemento, se obtuvo un diagrama de escalera al cortar verticalmente en forma de cuboide con respecto a los límites de grano de cristal una imagen de la distribución atómica que incluye los límites de grano de cristal. Se ilustra un ejemplo de observación de los límites de grano de cristal y un ejemplo del análisis del diagrama de escalera en (a) y (b) de la FIGURA 1, respectivamente.

30 A partir del análisis del diagrama de escalera, se segrega la cantidad de segregación de cada átomo. Es decir, la cantidad de segregación de cada átomo se estimó al utilizar una cantidad en Exceso representada mediante un número adicional de átomos por unidad de área de los límites de grano a partir de una cantidad de solución sólida. Esta estimación se refiere a la "Quantitative Observation of Grain Boundary Carbon Segregation in Bake Hardening Steels", Nippon Steel Technical Report, N^o. 381, octubre (2004): p. 26-30 por Takahashi et al.

35 Además, los límites del grano de cristal eran originalmente una superficie, pero utilizaban una longitud como un indicador que se estimó de la siguiente manera en la invención.

40 La muestra, que se recortó para obtener la cara final paralela a una dirección de laminación y a una dirección del espesor de la lámina de la chapa de acero, se pulió y se sometió a pulido adicional electrolítico. Posteriormente, se llevó a cabo una medición de EBSP que utiliza un método de Microscopía de Imágenes de Orientación por Patrón de Difracción de Electrones (EBSP-OIMTM) en condiciones de medición con un aumento de 2000 veces, un área de $40\mu\text{m} \times 80\mu\text{m}$ y un paso de medición de $0,1\mu\text{m}$.

45 El método EBSP-OIMTM se compone de un dispositivo y un software que irradia una muestra altamente inclinada en un microscopio electrónico de barrido (SEM) con haces de electrones, se fotografía un patrón de Kikuchi formado por retrodispersión mediante una cámara de alta sensibilidad y se procesa una imagen del mismo mediante un ordenador, que mide de ese modo la orientación del cristal de un punto de irradiación para un período corto de tiempo.

50 En la medición de EBSP, es posible analizar cuantitativamente la orientación de un cristal de una superficie de muestra a granel, y un área de análisis es un área que se puede observar mediante el SEM. Es posible observar las distribuciones de la orientación del cristal dentro de la muestra al realizar mediciones durante varias horas y mapeando el área que se va a analizar con varias decenas de miles de puntos en forma de cuadrícula a intervalos regulares.

55 Del resultado de la medición, apareció en una línea un área en la que una diferencia de orientación entre los granos de cristal no era inferior a 15° , esta área se reconoció como un límite de grano de cristal de gran ángulo y se obtuvo una longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo mediante software. De manera similar, se reconoció

como un límite de grano de cristal de ángulo pequeño un área en la que la diferencia de orientación entre los granos de cristal era 5° o más pero menos de 15° y se obtuvo una longitud de los límites de grano de cristal de ángulo pequeño mediante software.

5 Se ilustra en la FIGURA 2 una relación entre la cantidad de segregación total de C y B, la relación entre la longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo y la longitud de los límites de grano de cristal de ángulo pequeño, y la tasa de aparición de daños en la cara final perforada del acero.

10 Como se ilustra en la FIGURA 2, se observó que una gran cantidad de C y B estaba segregada en los límites de grano de cristal de gran ángulo de la chapa de acero en la que la tasa de aparición de daños en la cara final perforada era pequeña.

15 En la chapa de acero de la invención, es posible mantener la cantidad total de C y B segregada en los límites de grano dentro de un intervalo apropiado al dispersar parcialmente y precipitar carburos de Ti, Nb, V y Mo en el grano de cristal para asegurar una solución sólida de C en el grano de cristal, precipitar nitruros de Ti, Nb y V para suprimir la precipitación de BN y dejar una solución sólida de B en el grano de cristal. Por lo tanto, es posible mantener una excelente resistencia al daño de la cara final en el momento de perforar la chapa de acero.

20 Como la razón de la mejora de la resistencia al daño de la cara final de la chapa de acero de esta manera, se considera que los límites de grano de cristal se ven reforzados por C y B segregado y que se suprime el crecimiento de grietas en los límites de grano de cristal a la hora del trabajo de perforación.

25 Por otro lado, incluso si estaba segregada una gran cantidad de C y B en los límites de grano de cristal de gran ángulo, cuando la relación de la longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo respecto a la longitud de los límites de grano de cristal de ángulo pequeño era pequeño, la resistencia al daño de la cara final se deterioró al momento de perforar la chapa de acero. Como la razón de esto, se considera que se relaciona con el hecho de que cuando se reduce la relación de la longitud de los límites de grano de cristal de ángulo grande, aumenta de forma relativa una unidad de la estructura de bainita, tiende a disminuir un límite de grano del bloque y así la dureza se deteriora. Además, en un área en la que la relación de la longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo se hizo muy grande, se suprimió la tasa de aparición de daños en la cara final perforada para ser baja, pero la resistencia se redujo porque la estructura contenía principalmente ferrita.

35 Además, la FIGURA 3 ilustra una relación entre la cantidad de segregación de P y la tasa de aparición de daños en la cara final perforada. Como se ilustra en la FIGURA 3, en el caso de aumentar la cantidad de segregación de P al agregar intencionadamente el P mientras se mantenía la cantidad de segregación de C y B en una cierta cantidad o más en los límites de grano de cristal, se encontró que se estaba incrementando la tasa de aparición de daños de perforación.

40 A partir de los resultados anteriores, se encontró que cuando los carburos y el BN se precipitaron excesivamente durante el enfriamiento después del laminado en caliente, se redujeron la solución sólida de C y la solución sólida de B, una pequeña cantidad de C y de B se segregó en los límites de grano y apareció el daño en la cara final perforada. Por lo tanto, se examinó adicionalmente un método en el que se segregó una gran cantidad de C y de B en los límites de grano de cristal de gran ángulo para mejorar la manejabilidad del perforado, en comparación con el acero normal.

45 En consecuencia, se encontró que cuando los carburos y el BN se suprimieron para precipitarse en el grano cristalino, se suprimió el daño de la cara final perforada. Por otro lado, a diferencia del C y del B, se encontró que había elementos para reducir la cantidad de fortalecimiento del límite de grano cuando se segregaban en los límites de grano.

50 Se describen a continuación los detalles de la invención definidos en las reivindicaciones.

(Cantidad de segregación)

55 Si la tasa de aparición de daños en la cara final perforada es de 0,3 o menos con la eliminación en la condición más severa, el rango es permisible como acero práctico. En el examen de la invención, la eliminación del 16% es la condición más severa, pero puede variarse debido al material de la chapa de acero y a una herramienta. Por lo tanto, es necesario confirmar la condición de eliminación más severa al realizar el trabajo de perforación mientras se varía la eliminación de 12,5% a 25% para confirmar las propiedades de la cara final. Para hacer que el daño en la cara del extremo sea de 0,3 o menos en el caso de llevar a cabo el trabajo de perforación de la chapa de acero bajo la condición de eliminación más severa, es necesario optimizar la cantidad del elemento que se va a segregar en los límites de grano de los límites de grano de cristal como se describe a continuación.

60 Como se ilustra en la FIGURA 2, si la cantidad de segregación total de C y de B en los límites de grano de cristal de gran ángulo es de 4 átomos/nm² o más, la tasa de aparición de daños en la cara final perforada se puede limitar a 0,3 o menos cuando la chapa de acero está sujeta al trabajo de perforación bajo la condición de eliminación más

severa. Si la cantidad de segregación total de C y de B es inferior a 4 átomos/nm², la cantidad de robustecimiento del límite de grano es insuficiente y el daño aparece de manera significativa en la cara final perforada.

5 Mientras tanto, no existía un límite superior preferido para la cantidad total de segregación de C y de B en los límites de grano de cristal, pero se consideró que el límite superior de la cantidad, que puede separarse sustancialmente en la chapa de acero de la invención, era aproximadamente 20 átomos/nm². La cantidad total de segregación de C y de B en los límites de grano de cristal está más preferiblemente en el intervalo de 6 a 15 átomos/nm² en el que el daño apenas aparece en la cara final perforada.

10 Además, para evitar que la cantidad de segregación de C en los límites de grano se reduzca por la precipitación del C segregado como un carburo como la cementita, la chapa de acero se enfría rápidamente a 200° C o menos después de una segregación deseada que se logra mediante enfriamiento después del laminado en caliente. Por lo tanto, la cantidad total de segregación de C y de B puede variar de 4 a 20 átomos/nm².

15 Mientras tanto, la cantidad de segregación de P es preferiblemente pequeña. La razón de esto es porque se considera que el P tiene un efecto de embrutecimiento de los límites de grano. Además, la razón es que se facilita el crecimiento de grietas en el momento del trabajo de perforación y la tasa de aparición de daños aumenta cuando la cantidad de segregación de P aumenta. Además, también existe una preocupación por que las cantidades de segregación de C y de B se reduzcan a medida que el P ocupa los sitios de segregación. La cantidad de segregación de P es preferiblemente de 1 átomo/nm² o menos. Para que la cantidad de segregación de P sea de 1 átomo/nm² o menos, el contenido de P puede limitarse al 0,02% o menos.

(Relación entre la longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo y la longitud de los límites de grano de cristal de ángulo pequeño)

25 Como se ilustra en la FIGURA 2, cuando la cantidad de segregación total de C y de B es de 4 a 20 átomos/nm² y además la relación de la longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo con la longitud de los límites de grano de cristal de ángulo pequeño es 1 o más y 4 o menos, la tasa de aparición de daños en la cara final perforada puede limitarse a 0,3 o menos cuando la chapa de acero está sujeta al trabajo de perforación bajo la condición de eliminación más severa. Se considera que está relacionado con el hecho de que cuando la relación de la longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo con la longitud de los límites de grano de cristal de ángulo pequeño es menor que 1, el tamaño de grano del bloque de bainita tiende a aumentar y la dureza se deteriora, lo que aumenta la tasa de aparición de daños en la cara final perforada. Además, cuando la relación de la longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo con la longitud de los límites de grano de cristal de ángulo pequeño es más de 4, se suprime la tasa de aparición de daños en la cara final perforada para que sea baja, pero la resistencia se reduce porque la estructura contiene principalmente ferrita. Por lo tanto, en este caso, no satisfará la chapa de acero de la invención que tiene la resistencia a la tracción de 850 MPa o superior.

(Composición)

40 En la invención, la chapa de acero se define preferiblemente para tener las siguientes composiciones de componentes de modo que una estructura de la chapa de acero tiene la cantidad de segregación en los límites de grano y la relación de la longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo respecto a la longitud de los límites de grano de cristal de ángulo pequeño que se describen anteriormente como la composición de chapa de acero, la chapa de acero tiene un alargamiento del 15% o más, la relación de expansión del orificio es del 25% o más, la resistencia a la tracción es de 850 MPa o superior y la tasa de aparición de daños en la cara final perforada es 0,3 o menos cuando se lleva a cabo el trabajo de perforación de la chapa de acero bajo las condiciones de eliminación más severas. Además, el "%" que se va a describir a continuación representa los valores de "% en masa" a menos que se especifique lo contrario.

50 Además, los efectos pretendidos de la invención son suficientemente exhibidos por los componentes básicos que se van a describir a continuación, pero pueden contenerse otros componentes dentro del intervalo que no inhibe las propiedades previstas de la chapa de acero de la invención. Por ejemplo, pueden contener Cr en menos del 0,2% y Cu en menos del 0,15%.

55 C: el C es un elemento que contribuye a mejorar la resistencia, y el contenido de C es necesario que sea de 0,050% o más para obtener la estructura de la invención que contiene principalmente bainita y asegurar suficientemente la cantidad de C de segregación en los límites de grano. Por otro lado, cuando el contenido de C excede el 0,200%, se promueve innecesariamente la formación de cementita o la formación de una estructura de transformación tal como la perlita o la martensita, y de esta manera se reduce la capacidad de alargamiento o de expansión del orificio. Por lo tanto, el contenido de C se establece en el intervalo del 0,050 al 0,200%.

60 B: el B es un elemento importante en la invención, y el daño en la cara final perforada se evita mediante la segregación de B incluso cuando la segregación de C en los límites de grano es insuficiente. El contenido de B es necesario que sea del 0,0002% o más para obtener el efecto anterior. Por otro lado, cuando el contenido de B supera el 0,0030%, se reduce la manejabilidad tal como la ductilidad. En consecuencia, el contenido de B se establece en el intervalo del 0,0002 al 0,0030%.

65

Si: el Si sirve como un elemento de robustecimiento de la solución sólida, que es eficaz para mejorar la resistencia. El contenido de Si es necesario que sea del 0,01% o más para obtener dicho efecto. Por otro lado, cuando el contenido de Si excede del 1,5%, la manejabilidad se deteriora. En consecuencia, el contenido de Si se establece en el intervalo del 0,01 al 1,5%.

5 Mn: el Mn es necesario para la desoxidación y desulfuración, que también es eficaz como un elemento de robustecimiento de la solución sólida. Además, el contenido de Mn es necesario que sea del 1,0% o más para estabilizar la austenita y obtener fácilmente la estructura de bainita. Por otro lado, cuando el contenido de Mn supera el 3,0%, la segregación se produce fácilmente y la manejabilidad se deteriora. En consecuencia, el contenido de Mn se establece en el intervalo del 1,0 al 3,0%.

10 Ti: el Ti es un elemento utilizado para precipitar carburos y nitruros en granos de cristal de ferrita o bainita y aumentar la resistencia de la chapa de acero mediante el robustecimiento de la precipitación. Con el fin de generar suficientemente los carburos y nitruros, el contenido de Ti se establece en 0,03% o más. Por otro lado, cuando el contenido de Ti excede el 0,20%, los carburos y los nitruros se vuelven gruesos. En consecuencia, el contenido de Ti se establece en el intervalo del 0,03 al 0,20%.

15 P: el P es una impureza, y el contenido de P es necesario que esté limitado al 0,05% o menos. Además, el contenido de P se limita preferiblemente al 0,02% o menos para suprimir la segregación de P en los límites de grano y evitar las grietas en los límites de grano.

20 Además, en la invención, se pueden contener uno o más entre el V, el Nb y el Mo, que son elementos utilizados para precipitar los carburos en los granos de cristal, para lograr la alta resistencia de la chapa de acero. Con el fin de promover la segregación del límite de grano de B, además, se pueden contener preferiblemente uno o dos tipos de V y Nb como elemento de precipitación del nitruro, lo que suprime de ese modo la precipitación de BN.

25 V y Nb: el V y el Nb son elementos utilizados para precipitar carburos y nitruros en granos de cristal de ferrita o bainita y aumentar la resistencia de la chapa de acero mediante el robustecimiento de la precipitación. Con el fin de generar suficientemente carburos y nitruros, cada contenido de V y Nb es preferiblemente del 0,01% o más. Por otro lado, cuando cada contenido de V y Nb supera el 0,20%, los carburos y nitruros pueden volverse gruesos. Por consiguiente, cada contenido de V y Nb se ajusta preferiblemente en el intervalo del 0,01 al 0,20%.

30 Mo: el Mo es un elemento que forma carburo y se puede contener con el propósito de precipitar los carburos en granos de cristal y contribuir al robustecimiento de la precipitación. Con el fin de generar suficientemente los carburos, el contenido de Mo es preferiblemente del 0,01% o más. Por otro lado, cuando la cantidad añadida de Mo excede el 0,20%, se pueden generar carburos gruesos. Por consiguiente, el contenido de Mo se ajusta preferiblemente en el intervalo del 0,01 al 0,20%.

35 Además, el contenido de N, S y Al está preferiblemente limitado al siguiente límite superior.

40 N: el N forma nitruros y reduce la manejabilidad de la chapa de acero, y por lo tanto el contenido del mismo se limita preferiblemente al 0,009% o menos.

45 S: el S está presente como una integración tal como el MnS y deteriora la conformabilidad del borde por estiramiento para causar más grietas durante el laminado en caliente. Por lo tanto, es preferible reducir el contenido de S tanto como sea posible. Particularmente, el contenido de S se limita preferiblemente al 0,005% o menos para evitar el agrietamiento durante la laminación en caliente y para mejorar la manejabilidad.

50 Al: el Al forma precipitados tales como los nitruros e impide la manejabilidad de la chapa de acero, y por lo tanto el contenido del mismo se limita preferiblemente al 0,5% o menos. Además, se añade preferiblemente Al al 0,002% o más con el propósito de desoxidar el acero fundido.

55 En la invención, también se puede añadir W como un elemento de refuerzo de la solución sólida con el fin de mejorar la resistencia de la chapa de acero, además de los componentes básicos anteriores.

(Condiciones de producción)

60 Un bloque de acero obtenido al fundir y colar el acero que consiste en las composiciones de los componentes anteriores de una manera convencional se somete a laminación en caliente. El bloque de acero se produce preferiblemente en equipos de colada continua desde el punto de vista de la productividad. Una temperatura de calentamiento de la laminación en caliente es de 1200° C o superior para descomponer y disolver suficientemente los elementos que forman el carburo y el carbono en el acero. Cuando la temperatura de calentamiento es excesivamente alta, no se prefiere económicamente. Por lo tanto, el límite superior de la temperatura de calentamiento es preferiblemente de 1300° C o inferior. Después de la colada, el bloque de acero se enfría y puede someterse a un laminado inicial a una temperatura de 1200° C o más. En el caso de calentar el bloque de acero enfriado a 1200° C o menos, es preferible mantenerlo durante una o más horas.

- 5 Es necesario que la temperatura de acabado del laminado de acabado en el laminado en caliente sea de 910° C o más para suprimir la formación de carburos gruesos. El límite superior de la temperatura de acabado del laminado de acabado no es necesario que se limite específicamente para obtener los efectos de la invención, pero es preferiblemente de 1000° C o inferior porque existe una posibilidad de que aparezcan defectos de escala en el momento de trabajarlo.
- 10 Además, el laminado de acabado se realiza preferiblemente a una relación de reducción total del 60% o más en tres soportes desde un soporte final para hacer finos granos de cristal de austenita fina. La relación de reducción es preferiblemente tan alta como sea posible, pero el límite superior de la misma es sustancialmente del 95% desde el punto de vista de la productividad o de las cargas del equipo.
- 15 Después de completar el laminado en caliente, es preferible realizar un enfriamiento mediante aire durante 0,5 a 7 segundos. Esto se debe a que se promueve la recristalización de la austenita para obtener fácilmente la estructura de la invención que contiene principalmente bainita. Cuando el enfriamiento por aire se realiza durante un período inferior a 0,5 segundos, la transformación se produce a partir de granos de austenita no recristalizados, lo que puede conducir a la formación de ferrita durante el enfriamiento. Cuando el enfriamiento por aire se realiza durante un período superior a 7 segundos, la precipitación de TiC se produce en la austenita y la precipitación efectiva puede llegar a ser escasa en la bainita o la ferrita.
- 20 Posteriormente, con el fin de suprimir la precipitación de los carburos en la región austenítica, la transformación de ferrita y la transformación de perlita tanto como sea posible, es necesario que la velocidad de enfriamiento del enfriamiento primario sea de 40° C/s o más y que una temperatura de acabado del enfriamiento primario varíe desde 550° C o inferior hasta 450° C o superior.
- 25 Cuando la velocidad de enfriamiento del enfriamiento primario es inferior a 40° C/s, los carburos gruesos se precipitan durante el enfriamiento, la cantidad de segregación de C en los límites de grano se reduce, y por lo tanto existe la preocupación de que aumente el daño en la cara final perforada. El límite superior de la velocidad de enfriamiento del enfriamiento primario no está particularmente limitado, pero una velocidad de enfriamiento razonable es de 300° C/s o menos en consideración de la capacidad del equipo de enfriamiento. Además, cuando la temperatura de acabado del enfriamiento primario supera los 550° C, la bainita se forma a una temperatura alta y se reduce la relación de la longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo. Además, cuando la temperatura de acabado supera los 600° C, se promueve la transformación de ferrita y, por lo tanto, la resistencia se reduce, y la relación de expansión del orificio se reduce mediante la formación de perlita. Mientras tanto, cuando la temperatura de acabado es inferior a 450° C, se forma una gran cantidad de martensita y se reduce la relación de expansión del orificio.
- 30
- 35
- 40 Posteriormente, es necesario mantener o enfriar al aire desde una temperatura de parada o menor el enfriamiento primario a una temperatura superior a 450° C durante 7,5 segundos o más para realizar una transformación de bainita. En el caso de un período inferior a 7,5 segundos, la transformación de bainita se vuelve insuficiente, se forma una gran cantidad de martensita por enfriamiento posterior y la manejabilidad se deteriora. El período de mantenimiento o enfriamiento por aire es preferiblemente de 10 segundos o más y más preferiblemente de 15 segundos o más. Desde el punto de vista de la productividad, se prefiere la refrigeración por aire y el período límite superior de la refrigeración por aire es de 30 segundos.
- 45 Posteriormente, el enfriamiento secundario se lleva a cabo hasta una temperatura de 200° C o inferior a 15° C/s o más. La razón es que cuando se mantiene la temperatura mayor de 200° C después de la transformación de bainita, se precipitan carburos como la cementita, el C para segregar se vuelve insuficiente y, por lo tanto, es difícil obtener la cantidad de segregación de C en los límites de grano según la invención. El límite superior de la velocidad de enfriamiento del enfriamiento secundario no está particularmente limitado, pero una velocidad de enfriamiento razonable es de 200° C/s o menos en consideración de la capacidad del equipo de enfriamiento. En el caso de realizar bobinado después de llevar a cabo el enfriamiento desde 200° C o inferior hasta una temperatura ambiente o superior, es menos probable que ocurra la precipitación de cementita o similar y se mantiene el C segregado en los límites de grano de cristal de gran ángulo de la bainita. Más preferiblemente, cuando el bobinado se realiza a 100° C o más, una solución sólida de C en el grano de cristal puede migrar a límites de grano de cristal más estables para aumentar la cantidad de segregación.
- 50
- 55
- [Ejemplos]
Los ejemplos de la invención se describirán junto con Ejemplos Comparativos.
- 60 Los materiales que tienen composiciones de componentes (el resto es Fe e impurezas inevitables) indicados en la Tabla 1 fueron disueltos de diversas maneras. Los valores de los componentes indicados en la Tabla son valores de análisis químicos, y la unidad de los mismos es en % en masa. En la Tabla 1, una marca "-" significa el caso de no haber sido añadido intencionadamente.

ES 2 663 995 T3

Tabla 1

Tipo de acero	Composición química (% en masa)											
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	V	Mo	B
A	0,052	1,5	2,2	0,030	0,001	0,030	0,001	0,17	-	0,05	-	0,0015
B	0,064	0,8	2,5	0,008	0,002	0,31	0,006	0,06	0,08	-	-	0,0024
C	0,070	1,1	2,3	0,009	0,001	0,026	0,002	0,15	0,03	□-	-	0,0012
D	0,103	0,9	1,8	0,007	0,002	0,031	0,002	0,09	-	□-	0,1	0,0015
E	0,165	0,02	1,1	0,009	0,003	0,034	0,003	0,05	0,06	0,03	-	0,0003
E	0,069	1,2	2,4	0,055	0,001	0,025	0,002	0,16	-	-□	-	0,0009
G	0,067	1,1	2,5	0,009	0,001	0,032	0,002	0,13	0,02	-	-	0,0001
H	0,041	0,95	1,2	0,008	0,001	0,030	0,001	0,14	-	0,05	-	0,001

Una marca "-" significa el caso de no haber sido añadido intencionadamente.

5 A continuación, se produjo una chapa de acero laminada en caliente mediante laminación en caliente llevada a cabo en condiciones de producción, como se muestra en la Tabla 2. El enfriamiento primario es un enfriamiento que debe realizarse inmediatamente después de la terminación del laminado en caliente, y el enfriamiento secundario es un enfriamiento que se va a realizar antes de bobinar.

Tabla 2

Prueba N°.	Tipo de acero	Condiciones de producción								Nota
		Temperatura de calentamiento	Temperatura de acabado en el laminado en caliente	Periodo de enfriamiento por aire después del laminado en caliente	Velocidad de enfriamiento primario	Temperatura de acabado del enfriamiento primario	Periodo de mantenimiento o enfriamiento de aire hasta el inicio del enfriamiento secundario	Velocidad de enfriamiento secundario	Temperatura de bobinado	
		°C	°C	s	°C/s	°C	s	°C/s	°C	
1	A	1240	960	2	<u>30</u>	520	20	<100	<u>Ejemplo comparativo</u>	
2	A	1250	970	0,5	50	530	15	150	Ejemplo de la Invención	
3	A	1230	910	<u>0,2</u>	40	540	15	130	<u>Ejemplo comparativo</u>	
4	B	1250	970	7	40	550	20	<100	Ejemplo de la Invención	
5	B	1250	970	2	50	<u>350</u>	15	<100	<u>Ejemplo comparativo</u>	
6	C	1230	950	5	50	520	15	<u>350</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>	
7	C	1250	960	2	40	550	20	140	Ejemplo de la Invención	
8	D	1240	960	3	40	<u>640</u>	15	<100	<u>Ejemplo comparativo</u>	
9	D	1250	930	1	40	500	20	130	Ejemplo de la Invención	
10	E	1260	970	4	50	550	20	180	Ejemplo de la Invención	
11	E	1240	950	4	40	<u>600</u>	15	<100	<u>Ejemplo comparativo</u>	
12	F	1250	960	2	40	520	15	<100	<u>Ejemplo comparativo</u>	
13	<u>G</u>	1230	950	2	40	530	20	<100	<u>Ejemplo comparativo</u>	
14	<u>H</u>	1240	950	3	50	550	20	150	<u>Ejemplo comparativo</u>	

- De estas chapas de acero, se trabajó la pieza de ensayo N°. 5 descrita en el documento JIS Z 2201 y se evaluaron las características de tracción de conformidad con un método de prueba descrito en el documento JIS Z 2241. Como una conformabilidad del borde por estiramiento, se evaluó una prueba de expansión del orificio según un método de prueba descrito en la Norma JFS T 1001-1996 de la Federación de Hierro y Acero de Japón. Además, se obtuvo una tasa de aparición de daños en una cara final perforada de tal manera que se perforó un orificio de 10 mm de diámetro como en la prueba de expansión de orificios, se observó visualmente la forma de la cara final y se midieron los ángulos en un intervalo que se consideraba como el daño entre las caras finales perforadas en formas de círculo. Además, se probó la relación de expansión del orificio según un método de prueba de expansión de orificios de un material metálico descrito en el documento JIS Z 2256, y se evaluó para pasar la prueba cuando la relación de expansión del orificio era del 25% o más.
- Además, se cortó una muestra columnada de 0,3 mm x 0,3 mm x 10 mm de la lámina de acero, y se preparó una porción de límite de grano a propósito para tener una forma acicular nítida por electropulido o por el método de procesamiento por haz de iones enfocado y a continuación se sometió a una medición de sonda atómica tridimensional. Con el fin de estimar la cantidad de segregación de cada elemento en los límites de grano, se obtuvo un diagrama de escalera al cortar verticalmente en forma de cuboide con respecto a los límites de grano a partir de una imagen de la distribución atómica que incluía los límites de grano. A partir del análisis del diagrama de escalera, se estimó la cantidad de segregación de cada elemento al utilizar una cantidad en Exceso. En acero individual, se examinó la cantidad de segregación de cada elemento en cinco o más límites de grano para obtener un valor promedio. El valor promedio obtenido se estableció como la cantidad de segregación de cada elemento en el acero individual.
- Además, la muestra, que se cortó para obtener la cara final paralela a una dirección de laminado y a una dirección del espesor de lámina de la chapa de acero, se pulió y se sometió a pulido adicional electrolítico. Posteriormente, se realizó una medición de EBSD en la muestra al utilizar el método EBSD-OIM™ descrito anteriormente en condiciones de medición con un aumento de 2000 veces, un área de 40 μm X 80 μm y un paso de medición de 0,1 μm. Del resultado de la medición del acero individual, se reconoció un área en la que la diferencia de orientación entre los granos de cristal no era inferior a 15° como un límite de grano de cristal de ángulo grande, se reconoció un área en la que la diferencia de orientación entre los granos de cristal no era inferior a 5° y por debajo de 15° como un límite de grano de cristal de ángulo pequeño, y se obtuvieron mediante software las longitudes de los límites de grano de cristal de ángulo grande y los límites de grano de cristal de ángulo pequeño.
- Cada uno de los resultados de prueba descritos anteriormente se indica en la Tabla 3. A continuación, se describirá esquemáticamente cada uno de los datos indicados en la Tabla 3.
- Las pruebas N^{os}. 2, 4, 7, 9 y 10 son ejemplos en los que los componentes y las condiciones de producción de la chapa de acero están dentro del alcance de la invención, en los que la resistencia es alta, la capacidad de expansión del orificio es excelente y la tasa de daños de la cara final perforada también es pequeña.
- Mientras tanto, el N°. 1 es un ejemplo en el que la velocidad de enfriamiento del enfriamiento primario es lenta y se produce el daño de la cara final perforada, y el N°. 6 es un ejemplo en el que la temperatura de bobinado es alta, la cantidad de segregación total de C y de B en los límites de grano es insuficiente, y se produce el daño de la cara final perforada.
- El N°. 5 es un ejemplo en el que la temperatura de acabado del enfriamiento primario es baja, se forma una gran cantidad de martensita y se reduce la relación de expansión del orificio.
- El N°. 3 es un ejemplo en el cual un período de enfriamiento por aire después del laminado en caliente es corto y se reduce la resistencia. El N°. 8 es un ejemplo en el que la temperatura de acabado del enfriamiento primario es alta y se reduce la resistencia y el N°. 14 es un ejemplo en el que el contenido de C es insuficiente y se reduce la resistencia.
- El N°. 11 es un ejemplo en el que la temperatura de acabado del enfriamiento primario es ligeramente alta, la relación de los límites de grano de gran ángulo se reduce y se produce el daño de la cara final perforada.
- El N°. 13 es un ejemplo en el que el contenido de B es insuficiente, no se alcanza la cantidad de segregación en los límites de grano y aparece el daño de la cara final durante el perforado.
- El N°. 12 es un ejemplo en el que el contenido de P es grande y aparece el daño de la cara final perforada.

Tabla 3

Prueba N°	Tipo de acero	Propiedades de la muestra			Longitud de los límites de grano de cristal de gran ángulo / longitud de los límites de grano de cristal de ángulo pequeño	Cantidad de segregación en los límites de grano		Daño de la cara final perforada Tasa de daño	Nota
		Resistencia a la tracción (Mpa)	Alargamiento (%)	Relación de expansión del orificio (%)		C+B	P		
1	A	850	18	51	3,0	3,6	1,1	0,5	Ejemplo comparativo
2	A	860	17	42	2,6	4,8	0,6	0,3	Ejemplo de la Invención
3	A	<u>810</u>	20	<u>65</u>	<u>4,8</u>	6,6	0,7	0,2	Ejemplo comparativo
4	B	930	16	55	1,3	5,6	0,3	0,2	Ejemplo de la Invención
5	B	980	16	<u>24</u>	1,5	4,2	0,3	0,3	Ejemplo comparativo
6	C	940	17	40	2,4	<u>2,9</u>	0,4	0,8	Ejemplo comparativo
7	C	980	16	42	2,1	10,8	0,4	0	Ejemplo de la Invención
8	D	<u>830</u>	19	60	<u>5,2</u>	5,8	0,4	0,2	Ejemplo comparativo
9	D	920	17	62	2,9	6,3	0,2	0,1	Ejemplo de la Invención
10	E	990	15	50	1,8	14,8	0,3	0,1	Ejemplo de la Invención
11	E	970	16	59	<u>0,9</u>	9,0	0,4	0,4	Ejemplo comparativo
12	F	950	15	49	2,4	4,6	1,3	0,6	Ejemplo comparativo
13	<u>G</u>	920	17	53	2,2	<u>3,4</u>	0,5	0,4	Ejemplo comparativo
14	<u>H</u>	<u>790</u>	21	70	3,5	4,0	0,3	0,2	Ejemplo comparativo

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que consiste en, por % en masa,
- 5 C: 0,050 a 0,200%;
Si: 0,01 a 1,5%;
Mn: 1,0 a 3,0%;
B: 0,0002 a 0,0030%;
Ti: 0,03 a 0,20%;
P: limitado a 0,05% o menos;
- 10 S: limitado a 0,005% o menos;
Al: limitado a 0,5% o menos;
N: limitado a 0,009% o menos; y
uno o más de Nb: 0,01 a 0,20%, V: 0,01 a 0,20%, y Mo: 0,01 a 0,20%,
con el resto compuesto de Fe e impurezas inevitables,
- 15 en el que una relación de una longitud de límites de grano de cristal de ángulo pequeño que son límites que tienen un ángulo de orientación del cristal de 5° o más pero menos de 15° respecto a una longitud de límites de grano de cristal de gran ángulo que son límites que tienen un ángulo de orientación del cristal de 15° o más es de 1:1 a 1:4, una cantidad de segregación total de C y de B en los límites de grano de gran ángulo es de 4 a 20 átomos/nm², la resistencia a la tracción es de 850 MPa o superior,
- 20 una relación de expansión del orificio es del 25% o más, y en el que la estructura de la chapa de acero contiene bainita en una relación de área que supera el 50%.
2. La chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia según la reivindicación 1, en la que el contenido de P está limitado al 0,02% o menos en % en masa, y
- 25 la cantidad de segregación de P en los límites de grano de gran ángulo es de 1 átomo/nm² o menos.
3. Un método para producir una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia, el método comprende:
- 30 con respecto a un bloque de acero que consiste en, en % en masa,
C: 0,050 a 0,200%,
Si: 0,01 a 1,5%,
Mn: 1,0 a 3,0%,
B: 0,0002 a 0,0030%,
Ti: 0,03 a 0,20%,
P: limitado a 0,05% o menos,
- 35 S: limitado a 0,005% o menos,
Al: limitado a 0,5% o menos,
N: limitado a 0,009% o menos, y
uno o más de Nb: 0,01 a 0,20%, V: 0,01 a 0,20%, y Mo: 0,01 a 0,20%,
con el resto compuesto de Fe e impurezas inevitables,
- 40 calentar el bloque de acero a 1200° C o más;
completar el laminado de acabado a una temperatura de 910° C o más;
realizar enfriamiento por aire de 0,5 a 7 segundos después de completar el laminado de acabado;
someterlo a enfriamiento primario hasta una temperatura de 550 a 450° C a una velocidad de enfriamiento de
- 45 40° C/s o más;
someterlo a un mantenimiento o a un enfriamiento por aire a una temperatura que no sea superior a una temperatura de parada del enfriamiento primario, pero no inferior a 450° C durante 7,5 hasta 30 segundos;
someterlo posteriormente a enfriamiento secundario hasta una temperatura de 200° C o inferior a una velocidad de enfriamiento de 15° C/s o más; y
- 50 someterlo a bobinado.
4. El método para producir la chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia según la reivindicación 3, en el que el contenido de P está limitado al 0,02% o menos, en % en masa, en el bloque de acero.
- 55

FIG.1

(a)



(b)

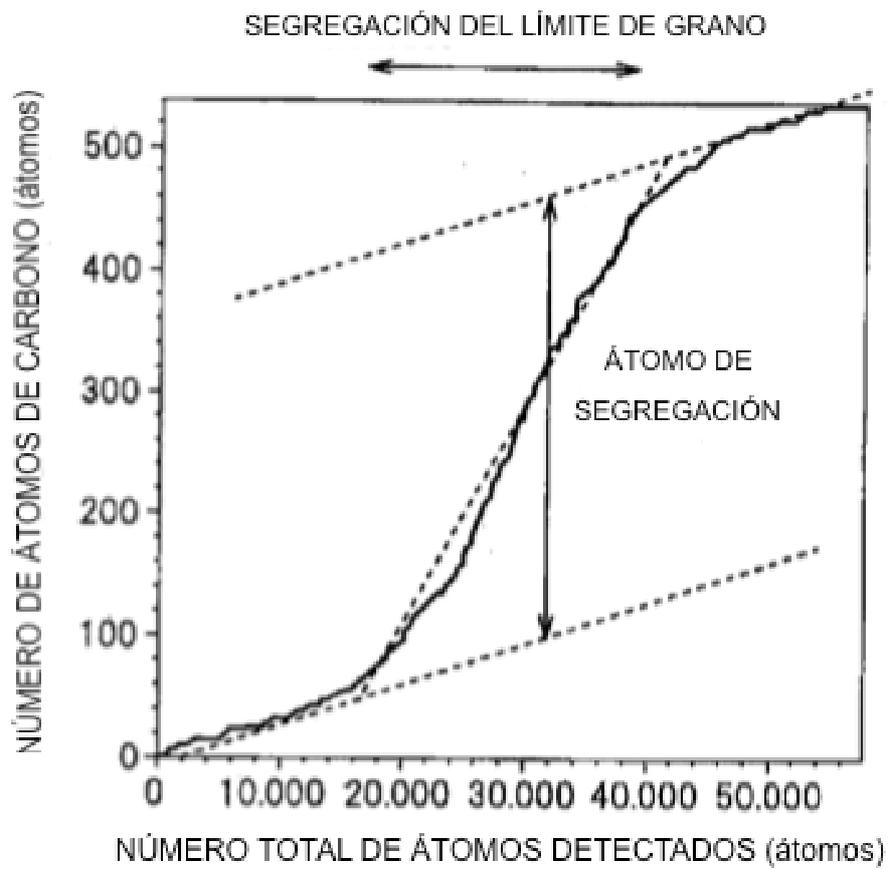


FIG.2

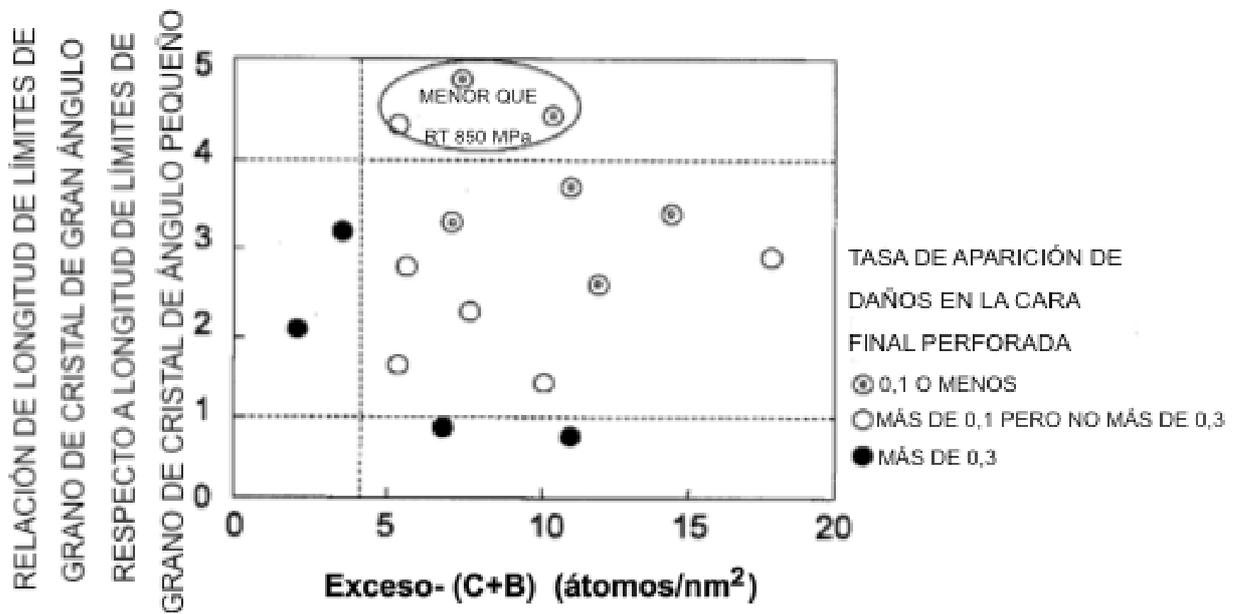


FIG.3

