

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 828 084**

51 Int. Cl.:

| | | | |
|-------------------|-----------|-------------------|-----------|
| C22C 38/00 | (2006.01) | C22C 38/12 | (2006.01) |
| B21B 3/02 | (2006.01) | C22C 38/22 | (2006.01) |
| C21D 9/46 | (2006.01) | C22C 38/24 | (2006.01) |
| C22C 38/14 | (2006.01) | C22C 38/28 | (2006.01) |
| C22C 38/38 | (2006.01) | C22C 38/34 | (2006.01) |
| C21D 8/02 | (2006.01) | | |
| C21D 1/32 | (2006.01) | | |
| C22C 38/02 | (2006.01) | | |
| C22C 38/04 | (2006.01) | | |
| C22C 38/06 | (2006.01) | | |

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **22.07.2013 PCT/JP2013/069805**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **23.01.2014 WO14014120**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **22.07.2013 E 13819269 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **16.09.2020 EP 2876178**

54 Título: **Material de acero**

30 Prioridad:

20.07.2012 JP 2012161730

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
25.05.2021

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

KAWANO, KAORI;
TASAKA, MASAHITO;
NAKAZAWA, YOSHIAKI;
TANAKA, YASUAKI y
TOMIDA, TOSHIRO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 828 084 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

Material de acero

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un material de acero, y concretamente se refiere a un material de acero, adecuado para un material de un miembro de absorción de impactos en el que se suprime una aparición de grietas al aplicar una carga de impacto y, además, un esfuerzo de fluencia efectivo es alto.

Antecedentes de la técnica

10 En los últimos años, desde un punto de vista de la protección medioambiental global, se ha requerido una reducción en el peso de la carrocería de un automóvil como parte de la reducción de las emisiones CO₂ de los automóviles, y se ha buscado un alto fortalecimiento de un material de acero para el automóvil. Esto es porque, mejorando la resistencia del material de acero, se vuelve posible reducir un espesor del material de acero para el automóvil. Mientras tanto, se ha aumentado aún más una necesidad social con respecto a una mejora de la seguridad de colisión del automóvil, y no solo se ha deseado el alto fortalecimiento del material de acero sino también un desarrollo del material de acero excelente en resistencia al impacto cuando se produce una colisión durante el viaje.

15 Aquí, las partes respectivas de un material de acero para el automóvil en un momento de la colisión se deforman a una alta velocidad de deformación de varias decenas (s⁻¹) o más, por lo que se requiere un material de acero de alta resistencia con excelente propiedad de resistencia dinámica.

20 Como tal se conocen, un material de acero de alta resistencia, un acero TRIP de baja aleación que tiene una gran diferencia estática-dinámica (diferencia entre la resistencia estática y la resistencia dinámica), y un material de acero de estructura de múltiples fases de alta resistencia tal como un acero de estructura de múltiples fases que tiene una segunda fase formada principalmente por martensita.

Respecto al acero TRIP de baja aleación, por ejemplo, el documento de patente 1 describe una lámina de acero de alta resistencia de tipo transformación inducida por deformación (lámina de acero TRIP) para absorber la energía de colisión del automóvil excelente en la propiedad de deformación dinámica.

25 Además, respecto a la lámina de acero de estructura de múltiples fases que tiene la segunda fase formada principalmente de martensita, se describen las invenciones como se describirán a continuación.

30 El documento de patente 2 describe una lámina de acero de alta resistencia que tiene un excelente equilibrio de resistencia y ductilidad y que tiene una diferencia estática-dinámica de 170 MPa o más, estando formada la lámina de acero de alta resistencia de granos finos de ferrita, en los que un diámetro promedio de grano d_s de cada uno de los granos de nanocristal que tiene un diámetro de grano de cristal de 1,2 μm o menos y un diámetro promedio de grano de cristal d_L de cada uno de los granos de microcristales que tiene un diámetro de grano de cristal mayor que 1,2 μm satisfacen una relación de $d_L/d_s \geq 3$.

35 El documento de patente 3 describe una lámina de acero formada de una estructura de doble fase de martensita cuyo diámetro promedio de grano es 3 μm o menos y la martensita cuyo diámetro promedio de grano es 5 μm o menos, y que tiene una alta relación estática-dinámica.

El documento de patente 4 describe una lámina de acero laminada en frío excelente en la propiedad de absorción de impactos que contiene 75% o más de fase ferrita en la que un diámetro promedio de grano es 3,5 μm o menos, y un balance compuesto de martensita templada.

40 El documento de patente 5 describe una lámina de acero laminada en frío en la que se aplica una predeformación para producir una estructura de doble fase formada de ferrita y martensita, y una diferencia estática-dinámica a una velocidad de deformación de 5×10^2 a $5 \times 10^3/\text{s}$ satisface 60 MPa o más.

Además, el documento de patente 6 describe una lámina de acero laminada en caliente de alta resistencia excelente en la propiedad de resistencia al impacto formada únicamente de la fase dura tal como bainita del 85% o más y martensita.

45 El documento de patente 7 describe un material de acero y un miembro de absorción de impactos que tiene una fase principal que contiene de 40% a 80% de ferrita y una segunda fase que consiste en una o dos o más seleccionadas de un grupo que consiste en bainita, martensita y austenita.

[Documento de la técnica anterior]

[Documento de patente]

Documento de patente 1: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº H11-80879

50 Documento de patente 2: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2006-161077

Documento de patente 3: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2004-84074

Documento de patente 4: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2004-277858

Documento de patente 5: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº 2000-17385

Documento de patente 6: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública nº H11-269606

5 Documento de patente 7: JP 2012 001773

[Descripción de la invención]

[Problemas que ha de resolver la invención]

10 Sin embargo, los materiales de acero convencionales son materiales de miembros de absorción de impactos que tienen los siguientes problemas. Específicamente, para mejorar una energía de absorción de impactos de un miembro de absorción de impactos (que también se denomina simplemente "miembro", de aquí en adelante), es esencial aumentar una resistencia de un material de acero que es un material del miembro de absorción de impactos (que también se denomina simplemente como "material de acero" de aquí en adelante).

15 Sin embargo, como se describe en "Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity" vol. 46, Nº 534, páginas 641 a 645, que una carga promedio (F_{prom}) que determina una energía de absorción de impactos se da de manera que $F_{prom} \propto (\sigma_Y \cdot t^2)/4$, en la que σ_Y indica un esfuerzo de fluencia efectivo y t indica un espesor de la lámina, la energía de absorción de impactos depende en gran medida del espesor de la lámina del material de acero. Por lo tanto, existe una limitación en la realización tanto de una reducción en el espesor como de una alta absorbencia al impacto del miembro de absorción de impactos sólo aumentando la resistencia del material de acero.

20 Aquí, el esfuerzo de fluencia corresponde a un esfuerzo necesario para provocar sucesivamente una deformación plástica al inicio o después del inicio de la deformación plástica, y el esfuerzo de fluencia efectivo significa un esfuerzo de fluencia plástica que tiene en cuenta un espesor de la lámina y una forma del material de acero y una velocidad de deformación aplicada a un miembro cuando se aplica un impacto en consideración.

25 A propósito, por ejemplo, como se describe en el folleto de la publicación internacional de la patente Nº WO 2005/010396, folleto de la publicación internacional de la patente Nº WO 2005/010397 y el folleto de la publicación internacional de la patente Nº WO 2005/010398, una energía de absorción de impactos de un miembro de absorción de impactos también depende en gran medida de una forma del miembro.

30 Específicamente, optimizando la forma del miembro de absorción de impactos para aumentar una carga de deformación plástica, existe una posibilidad de que la energía de absorción de impactos del miembro de absorción de impactos se pueda aumentar drásticamente a un nivel que no puede lograrse aumentando solamente la resistencia del material de acero.

35 Sin embargo, incluso cuando se optimiza la forma del miembro de absorción de impactos para aumentar la carga de deformación plástica, si el material de acero no tiene deformabilidad capaz de soportar la carga de deformación plástica, se produce una grieta en el miembro de absorción de impactos en una etapa temprana antes de que se complete una deformación plástica esperada, dando como resultado que la carga de deformación plástica no se pueda aumentar y no es posible aumentar drásticamente la energía de absorción de impactos. Además, la aparición de grietas en el miembro de absorción de impactos en la etapa temprana puede conducir a una situación inesperada tal que se dañe otro miembro que esté dispuesto de manera adyacente al miembro de absorción de impactos.

40 En las técnicas convencionales, se ha buscado aumentar la resistencia dinámica del material de acero en base a una idea técnica de que la energía de absorción de impactos del miembro de absorción de impactos depende de la resistencia dinámica del material de acero, pero existe un caso donde la deformabilidad disminuye significativamente si se busca solamente el aumento de la resistencia dinámica del material de acero. Por consiguiente, incluso si se optimiza la forma del miembro de absorción de impactos para aumentar la carga de deformación plástica, no siempre fue posible aumentar drásticamente la energía de absorción de impactos del miembro de absorción de impactos.

45 Además, dado que la forma del miembro de absorción de impactos se ha estudiado en el supuesto de que se utilice el material de acero fabricado en base a la idea técnica descrita anteriormente, la optimización de la forma del miembro de absorción de impactos se ha estudiado en principio en base a la deformabilidad del material de acero existente como una premisa, y por consiguiente no se ha hecho suficientemente hasta ahora el estudio en sí mismo tal que se aumente la deformabilidad del material de acero y se optimice la forma del miembro de absorción de impactos para aumentar la carga de deformación plástica.

50 La presente invención tiene una tarea de proporcionar un material de acero adecuado para un material de un miembro de absorción de impactos que tiene un alto esfuerzo de fluencia efectivo y, por consiguiente, tiene una alta energía de absorción de impactos y en el que se suprime una aparición de grietas cuando se aplica una carga de impacto.

[Medios para resolver los problemas]

Como se describió anteriormente, para aumentar la energía de absorción de impactos del miembro de absorción de impactos, es importante optimizar no solo el material de acero sino también la forma del miembro de absorción de impactos para aumentar la carga de deformación plástica.

- 5 Respecto al material de acero, es importante aumentar el esfuerzo de fluencia efectivo para aumentar la carga de deformación plástica mientras se suprime la aparición de grietas cuando se aplica la carga de impacto, de modo que se puede optimizar la forma del miembro de absorción de impactos capaz de aumentar la carga de deformación plástica.

10 Los presentes inventores llevaron a cabo estudios serios respecto a un método para suprimir la aparición de grietas cuando se aplica la carga de impacto y aumentar el esfuerzo de fluencia efectivo respecto al material de acero para aumentar la energía de absorción de impactos del miembro de absorción de impactos, y obtuvieron nuevos hallazgos como se citará a continuación.

[Mejora de la energía de absorción de impactos]

15 (1) Para aumentar la energía de absorción de impactos del material de acero, es eficaz aumentar el esfuerzo de fluencia efectivo cuando se da una deformación verdadera del 5% (que se describirá como "esfuerzo de fluencia del 5%", de aquí en adelante).

(2) Para aumentar el esfuerzo de fluencia del 5%, es eficaz aumentar un límite elástico y un coeficiente de endurecimiento de trabajo en una región de baja deformación.

(3) Para aumentar el límite elástico, se requiere realizar el refinado de la estructura de acero.

20 (4) Para aumentar el coeficiente de endurecimiento de trabajo en la región de baja deformación, es eficaz aumentar de manera eficiente la densidad de dislocaciones en una región de baja deformación.

25 (5) Para aumentar de manera eficiente la densidad de dislocaciones en la región de baja deformación, es eficaz aumentar una proporción de límites de grano de ángulo pequeño (límites de grano con ángulo de desorientación de menor que 15°) en los límites de grano de cristal. Esto es porque, aunque un límite de grano de ángulo alto se convierte fácilmente en un hundimiento (lugar de aniquilación) de dislocaciones acumuladas, la dislocación se acumula fácilmente en el límite de grano de ángulo pequeño y, por esta razón, aumentando la proporción de los límites de grano de ángulo pequeño, se vuelve posible aumentar de manera eficiente la densidad de dislocaciones incluso en la región de baja deformación.

[Supresión de la aparición de grietas cuando se aplica la carga de impacto]

30 (6) Cuando se produce una grieta en el miembro de absorción de impactos en el momento de aplicar la carga de impacto, disminuye la energía de absorción de impactos. Además, también existe un caso donde se daña el otro miembro adyacente al miembro de absorción de impactos.

35 (7) Cuando aumenta la resistencia, en particular el límite elástico del material de acero, se vuelve alta la sensibilidad con respecto a la grieta en el momento de aplicar la carga de impacto (que también se denomina como "grieta por impacto", de aquí en adelante) (la sensibilidad también se denomina como "sensibilidad a la grieta por impacto", de aquí en adelante).

(8) Para suprimir la aparición de grietas por impacto, es eficaz aumentar una ductilidad uniforme, una ductilidad local y una tenacidad a la fractura.

40 (9) Para aumentar la ductilidad uniforme, es eficaz producir una estructura de múltiples fases hecha de ferrita como una fase principal y un balance formado de una segunda fase que contiene una o dos o más seleccionadas de un grupo que consiste en bainita, martensita y austenita.

(10) Para aumentar la ductilidad local de la segunda fase, es eficaz hacer que la segunda fase sea blanda y proporcionar una deformabilidad plástica igual a una deformabilidad plástica de la ferrita que es la fase principal.

(11) Para aumentar la tenacidad a la fractura, es eficaz refinar la ferrita que es la fase principal y la segunda fase.

45 La presente invención se hace en base a los nuevos hallazgos descritos anteriormente, y se describe en el material de acero de las reivindicaciones.

[Efecto de la invención]

50 Según la presente invención, se vuelve posible obtener un miembro de absorción de impactos capaz de suprimir o eliminar una aparición de grietas en el mismo cuando se aplica una carga de impacto, y que tiene un alto esfuerzo de fluencia efectivo, de modo que se vuelve posible aumentar drásticamente una energía de absorción de impactos del miembro de absorción de impactos. Aplicando el miembro de absorción de impactos como anteriormente, se vuelve

posible mejorar aún más la seguridad de colisión de un producto de un automóvil y similares, lo que es sumamente útil para la industria.

[Breve descripción de los dibujos]

La FIG. 1 ilustra un historial de temperaturas en un tratamiento térmico de recocido continuo;

5 La FIG. 2 es un gráfico que ilustra una relación de una dureza de una segunda fase y una relación de pandeo estable obtenida mediante un ensayo de aplastamiento axial con respecto a un diámetro promedio de grano, en el que 0 indica que se produce un pandeo estable sin aparición de grietas, Δ indica que se produce una grieta con una probabilidad de 1/2, y X indica que se produce una grieta con una probabilidad de 2/2 y se produce un pandeo inestable; y

10 La FIG. 3 es un gráfico que ilustra una relación entre un diámetro promedio de grano y una carga promedio de aplastamiento obtenida por el ensayo de aplastamiento axial.

[Modo para llevar a cabo la invención]

De aquí en adelante, se describirá en detalle la presente invención.

1. Composición química

15 Obsérvese que en la siguiente descripción, "%" con respecto a la composición química significa "% en masa", a menos que se indique lo contrario.

(1) C: mayor que 0,05% a 0,2%

20 El C tiene una función de facilitar una generación de la bainita, martensita y austenita contenidas en una segunda fase, una función de mejorar un límite elástico y una resistencia a la tracción aumentando una resistencia de la segunda fase, y una función de mejorar el límite elástico y la resistencia a la tracción fortaleciendo un acero a través del fortalecimiento de la solución sólida. Si el contenido de C es 0,05% o menos, a veces es difícil lograr un efecto proporcionado mediante las funciones descritas anteriormente. Por lo tanto, se establece que el contenido de C sea mayor que 0,05%. Por otro lado, si el contenido de C supera el 0,2%, existe un caso donde la martensita y la austenita se endurecen excesivamente, dando como resultado que una ductilidad local disminuye significativamente. Por lo tanto, el contenido de C se establece en 0,2% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso donde el contenido de C es 0,2%.

(2) Mn: 1% a 3%

30 El Mn tiene una función de facilitar la generación de la segunda fase tipificada por la bainita y martensita, una función de mejorar el límite elástico y la resistencia a la tracción fortaleciendo el acero a través del fortalecimiento de la solución sólida, y una función de mejorar la ductilidad local aumentando una resistencia de la ferrita a través del fortalecimiento de la solución sólida y aumentando una dureza de la ferrita bajo una condición donde se aplica una alta deformación. Si el contenido de Mn es menor que 1%, a veces es difícil lograr un efecto proporcionado mediante las funciones descritas anteriormente. Por lo tanto, el contenido de Mn se establece en 1% o más. El contenido de Mn es preferiblemente de 1,5% o más. Por otro lado, si el contenido de Mn supera el 3%, existe un caso donde la martensita y la austenita se generan excesivamente, dando como resultado que la ductilidad local disminuye significativamente. Por lo tanto, el contenido de Mn se establece en 3% o menos. El contenido de Mn es preferiblemente 2,5% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso donde el contenido de Mn es 1% y un caso donde el contenido de Mn es 3%.

(3) Si: mayor que 0,5% a 1,8%

40 El Si tiene una función de mejorar una ductilidad uniforme y la ductilidad local suprimiendo la generación de carburo en la bainita y la martensita, y una función de mejorar el límite elástico y la resistencia a la tracción fortaleciendo el acero a través del fortalecimiento de la solución sólida. Si el contenido de Si es 0,5% o menos, a veces es difícil lograr un efecto proporcionado mediante las funciones descritas anteriormente. Por lo tanto, se establece que la cantidad de Si sea mayor que 0,5%. La cantidad de Si es preferiblemente 0,8% o más, y más preferiblemente 1% o más. Por otro lado, si el contenido de Si supera el 1,8%, existe un caso donde la austenita permanece excesivamente y la sensibilidad a la grieta por impacto se vuelve significativamente alta. Por lo tanto, el contenido de Si se establece en 1,8% o menos. El contenido de Si es preferiblemente 1,5% o menos y más preferiblemente 1,3% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso donde el contenido de Si es 1,8%.

(4) Al: 0,01% a 0,5%

50 El Al tiene una función de suprimir la generación de inclusiones en un acero a través de la desoxidación y prevenir la grieta por impacto. Sin embargo, si un contenido de Al es menor que 0,01%, es difícil lograr un efecto proporcionado mediante la función descrita anteriormente. Por lo tanto, el contenido de Al se establece en 0,01% o más. Por otro lado, si el contenido de Al supera el 0,5%, un óxido y un nitruro se vuelven gruesos, lo que facilita la grieta por impacto, en lugar de prevenir la grieta por impacto. Por lo tanto, el contenido de Al se establece en 0,5% o menos. Obsérvese que la

presente invención incluye un caso donde el contenido de Al es 0,01% y un caso en el que el contenido de Al es 0,5%.

(5) N: 0,001% a 0,015%

5 El N tiene una función de suprimir el crecimiento del grano de austenita y ferrita generando un nitruro y suprimiendo la grieta por impacto refinando la estructura. Sin embargo, si el contenido de N es menor que 0,001%, es difícil lograr un efecto proporcionado mediante la función descrita anteriormente. Por lo tanto, el contenido de N se establece en 0,001% o más. Por otro lado, si el contenido de N supera el 0,015%, un nitruro se vuelve grueso, lo que facilita la grieta por impacto, en lugar de suprimir la grieta por impacto. Por lo tanto, el contenido de N se establece en 0,015% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso donde el contenido de N es 0,001% y un caso donde el contenido de N es 0,015%.

10 (6) Suma de V y Ti: mayor que 0,1% a 0,25%

15 El Ti y V tienen una función de generar carburos tales como TiC y VC en el acero, suprimiendo el crecimiento de granos de cristal gruesos a través de un efecto de fijación con respecto a un crecimiento de granos de ferrita y suprimiendo la grieta por impacto. Además, Ti y V también tienen una función de mejorar el límite elástico y la resistencia a la tracción fortaleciendo el acero a través del fortalecimiento por precipitación realizado por el TiC y el VC. Si una suma de V y Ti es 0,1% o menos, es difícil lograr estas funciones. Por lo tanto se establece que la suma de V y Ti sea mayor que 0,1%. El contenido es preferiblemente 0,15% o más. Por otro lado, si la suma de V y Ti supera el 0,25%, se generan excesivamente TiC y VC, lo que aumenta la sensibilidad a la grieta por impacto, en lugar de disminuir la sensibilidad a la grieta por impacto. Por lo tanto, la suma de V y Ti se establece en 0,25% o menos. El contenido es preferiblemente 0,23% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso donde el contenido de Ti o la suma de V y Ti es 0,25%.

20 (7) Ti: 0,001% o más

25 Además, estas funciones se presentan más significativamente cuando está contenido 0,001% o más de Ti. Por lo tanto, es un prerrequisito que esté contenido 0,001% o más de Ti. Aunque el contenido de V puede ser 0%, se establece preferiblemente en 0,1% o más, y se establece más preferiblemente en 0,15% o más. Desde un punto de vista de una reducción en la sensibilidad a la grieta por impacto, el contenido de V se establece preferiblemente en 0,23% o menos. Además, el contenido de Ti se establece preferiblemente en 0,01% o menos, y se establece más preferiblemente en 0,007% o menos.

Además, también es posible que uno o dos de Cr y Mo esté(n) contenido(s) como un elemento contenido opcionalmente.

30 (8) Cr: 0% a 0,25%

35 El Cr es un elemento contenido opcionalmente, y tiene una función de aumentar una templabilidad y facilitar una generación de la bainita y martensita, y una función de mejorar el límite elástico y la resistencia a la tracción fortaleciendo el acero a través del fortalecimiento de la solución sólida. Para lograr estas funciones de forma más segura, un contenido de Cr es preferiblemente 0,05% o más. Sin embargo, si el contenido de Cr supera el 0,25%, se genera excesivamente una fase martensita, lo que aumenta la sensibilidad a la grieta por impacto. Por lo tanto, cuando está contenido el Cr, el contenido de Cr se establece en 0,25% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso donde el contenido de Cr es 0,25%.

(9) Mo: 0% a 0,35%

40 De manera similar al Cr, el Mo es un elemento contenido opcionalmente, y tiene una función de aumentar la templabilidad y facilitar una generación de la bainita y martensita, y una función de mejorar el límite elástico y la resistencia a la tracción fortaleciendo el acero a través del fortalecimiento de la solución sólida. Para lograr estas funciones de forma más segura, el contenido de Mo es preferiblemente 0,1% o más. Sin embargo, si el contenido de Mo supera el 0,35%, se genera excesivamente la fase martensita, lo que aumenta la sensibilidad a la grieta por impacto. Por lo tanto, cuando está contenido el Mo, el contenido de Mo se establece en 0,35% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso donde el contenido de Mo es 0,35%.

45 El material de acero de la presente invención contiene los elementos contenidos esenciales descritos anteriormente, contiene además los elementos contenidos opcionalmente según la necesidad, y contiene un balance compuesto de Fe e impurezas. Como la impureza, puede ejemplificarse una contenida en la materia prima del mineral, chatarra y similares, y una contenida en una etapa de fabricación. Sin embargo, es permisible que los otros componentes estén contenidos dentro de un intervalo en el que no se inhiban las propiedades del material de acero que se pretende obtener en la presente invención. Por ejemplo, aunque P y S están contenidos en el acero como impurezas, P y S están limitados deseablemente de la siguiente manera.

P: 0,02% o menos

El P hace que un límite de grano sea frágil y deteriore una trabajabilidad en caliente. Por lo tanto, un límite superior

del contenido de P se establece en 0,02% o menos. Es deseable que el contenido de P sea tan pequeño como sea posible, pero en base a la suposición de que se realiza una desfosforización dentro de un intervalo de las etapas de fabricación y costes de fabricación reales, el límite superior del contenido de P es 0,02%. El límite superior es deseablemente 0,015% o menos.

5 S: 0,005% o menos

El S hace que el límite de grano sea frágil y deteriore la trabajabilidad en caliente y la ductilidad. Por lo tanto, un límite superior del contenido de P se establece en 0,005% o menos. Es deseable que el contenido de S sea tan pequeño como sea posible, pero en base a la suposición de que se realiza una desulfuración dentro de un intervalo de las etapas de fabricación y costes de fabricación reales, el límite superior del contenido de S es 0,005%. El límite superior es deseablemente 0,002% o menos.

10

2. Estructura de acero

(1) Estructura de múltiples fases

Se hace una estructura de acero relacionada con la presente invención que sea una estructura de múltiples fases que tiene ferrita con granos de cristal finos como una fase principal, y una segunda fase que contiene uno o dos o más de bainita, martensita y austenita con granos de cristal finos para realizar tanto un aumento en el esfuerzo de fluencia efectivo obteniendo un alto límite elástico y un alto coeficiente de endurecimiento de trabajo en la región de baja deformación como una resistencia a la grieta por impacto.

15

Si una relación de área de ferrita que es la fase principal es menor que 50%, la sensibilidad a la grieta por impacto se vuelve alta y la propiedad de absorción de impactos disminuye. Por lo tanto, la relación de área de la ferrita que es la fase principal se establece en 50% o más. No está definido particularmente un límite superior de la relación de área de ferrita. Si disminuye una proporción de la segunda fase de acuerdo con un aumento en una proporción de ferrita que es la fase principal, disminuyen la resistencia y la relación de endurecimiento por trabajo. Por lo tanto, el límite superior de la relación de área de ferrita (en otras palabras, el límite inferior de la relación de área de la segunda fase) se establece de acuerdo con un nivel de resistencia.

20

La segunda fase contiene uno o dos o más seleccionados de un grupo que consiste en bainita, martensita y austenita. Existe un caso donde la cementita y la perlita están contenidas inevitablemente en la segunda fase, y se permite que tal estructura inevitable esté contenida si la estructura tiene un 5% de área o menos. Para aumentar la resistencia, la relación de área de la segunda fase es preferiblemente 35% o más, y más preferiblemente 40% o más.

25

(2) Diámetro promedio de grano de la ferrita (fase principal) y de la segunda fase: 3 μm o menos

En el material de acero que es un objetivo de la presente invención, un diámetro promedio de grano de todos los granos de cristal de ferrita y de la segunda fase se establece en 3 μm o menos. Una estructura tan fina puede obtenerse a través de un dispositivo de laminación y tratamiento térmico, y en ese caso, se refina tanto la fase principal como la segunda fase. Además, en una estructura tan fina, es difícil determinar un diámetro promedio de grano respecto a cada una de la ferrita que es la fase principal y de la segunda fase. Por consiguiente, en la presente invención, se define el diámetro promedio de grano de toda la ferrita que es la fase principal y de la segunda fase.

30

Si se refina un diámetro promedio de grano de la ferrita en un acero que tiene ferrita como una fase principal, se mejora el límite elástico y, por consiguiente, se aumenta el esfuerzo de fluencia efectivo. Si el diámetro de grano de la ferrita es grueso, el límite elástico se vuelve insuficiente y disminuye la energía de absorción de impactos.

35

Además, el refinado de la segunda fase, tal como bainita, martensita y austenita, mejora la ductilidad local y suprime la grieta por impacto. Si el diámetro de grano de la segunda fase es grueso, cuando se aplica una carga de impacto, se produce fácilmente una fractura frágil en la segunda fase, dando como resultado que la sensibilidad a la grieta por impacto se vuelva alta.

40

Por lo tanto, el diámetro promedio de grano descrito anteriormente se establece en 3 μm o menos. El diámetro promedio de grano es preferiblemente 2 μm o menos. Aunque el diámetro promedio de grano descrito anteriormente es preferiblemente más fino, existe una limitación en el refinado del diámetro de grano de la ferrita realizado a través de laminación normal y tratamiento térmico. Además, cuando la segunda fase se refina excesivamente, existe un caso donde disminuye la deformabilidad plástica de la segunda fase, lo que disminuye la ductilidad, en lugar de aumentar la ductilidad. Por lo tanto, el diámetro promedio de grano descrito anteriormente se establece preferiblemente en 0,5 μm o más.

45

(3) Proporción de la longitud de límites de grano de ángulo pequeño donde la desorientación es 2° a menor que 15° en la longitud de todos los límites de grano: 15% o más

50

Un límite de grano juega un papel de uno cualquiera de un sitio de generación de dislocaciones, un sitio de aniquilación de dislocaciones (hundimiento) y un sitio de acumulación de dislocaciones, y ejerce una influencia sobre la capacidad de endurecimiento por trabajo del material de acero. Fuera de los límites de grano, un límite de grano de ángulo alto donde una desorientación es 15° o más se convierte fácilmente en el sitio de aniquilación de dislocaciones

acumuladas. Por otro lado, en un límite de grano de ángulo pequeño donde la desorientación es 2° a menor que 15°, la aniquilación de la dislocación apenas se produce, lo que contribuye a un aumento en la densidad de la dislocación. Por lo tanto, para aumentar el coeficiente de endurecimiento de trabajo en la región de baja deformación para aumentar el esfuerzo de fluencia efectivo, existe una necesidad de aumentar una proporción de los límites de grano de ángulo pequeño descritos anteriormente. Si una proporción de una longitud de los límites de grano de ángulo pequeño descritos anteriormente es menor que 15%, es difícil aumentar el coeficiente de endurecimiento de trabajo en la región de baja deformación para aumentar el esfuerzo de fluencia efectivo. Por lo tanto, la proporción de la longitud de los límites de grano de ángulo pequeño descritos anteriormente se establece en 15% o más. La proporción es preferiblemente 20% o más, y más preferiblemente 25% o más. Aunque es preferible que la proporción de los límites de grano de ángulo pequeño descritos anteriormente sea lo más alta posible, existe una limitación en una proporción de interfaz de ángulo pequeño capaz de incluirse en un policristal normal. Específicamente, es realista establecer la proporción de la longitud de los límites de grano de ángulo pequeño descritos anteriormente a 70% o menos.

La proporción de los límites de grano de ángulo pequeño se determina llevando a cabo un análisis EBSD (difracción de electrones por retrodispersión) en una posición de 1/4 de profundidad en un espesor de la lámina de una sección transversal paralela a una dirección de laminación de una lámina de acero. En un análisis EBSD, se mapean varias decenas de miles de regiones de medida sobre una superficie de una muestra a intervalos iguales en un patrón de cuadrícula, y se determina una orientación del cristal en cada cuadrícula. Aquí, un límite donde una desorientación de cristales entre cuadrículas adyacentes llega a 2° o más se define como un límite de grano, y una región rodeada con el límite de grano se define como un grano de cristal. Si la desorientación llega a ser menor que 2° no se forma un límite de grano claro. Fuera de todos los límites de grano, un límite de grano donde la desorientación es 2° a menor que 15° se define como un límite de grano de ángulo pequeño, y se determina una proporción de una longitud de los límites de grano de ángulo pequeño donde la desorientación es 2° a menor que 15° con respecto a una longitud de la suma total de los límites de grano. Obsérvese que con respecto a un diámetro promedio de grano de la ferrita (fase principal) y de la segunda fase, un número de granos de cristal definidos de manera similar (cada una de las regiones rodeadas con un límite de grano donde la desorientación llega a 2° o más) se cuenta en una unidad de área, y en base a un área promedio de los granos de cristal, el diámetro promedio de grano puede determinarse como un diámetro equivalente a un círculo.

(4) Nanodureza promedio de la segunda fase: menor que 6,0 GPa

Cuando aumenta la dureza de la segunda fase, tal como la bainita, martensita y austenita, disminuye la ductilidad local. Concretamente, si una nanodureza promedio de la segunda fase supera 6,0 GPa, la sensibilidad a la grieta por impacto aumenta debido a la disminución de la ductilidad local. Por lo tanto, la nanodureza promedio de la segunda fase se establece en 6,0 GPa o menos.

Aquí, la nanodureza es un valor obtenido midiendo una nanodureza en un grano de cada fase o estructura utilizando la nanoindentación. En la presente invención, se utiliza un indentador de esquina cúbica y se adopta una nanodureza obtenida bajo una carga de indentación de 1000 µN. La dureza de la segunda fase es deseablemente baja para mejorar la ductilidad local, pero, si la segunda fase se ablanda excesivamente, disminuye la resistencia del material. Por lo tanto, la nanodureza promedio de la segunda fase es preferiblemente mayor que 3,5 GPa, y más preferiblemente mayor que 4,0 GPa.

3. Método de fabricación

Para obtener el material de acero de la presente invención, es preferible que el VC y el TiC precipiten adecuadamente en una etapa de laminación en caliente y un proceso de elevación de la temperatura en una etapa de tratamiento térmico suprime un crecimiento de granos de cristal gruesos por el efecto de fijación proporcionado por el VC y el TiC, y se realiza una optimización de la estructura de múltiples fases mediante el tratamiento térmico posterior. Para lograr esto, es preferible realizar la fabricación a través del siguiente método de fabricación.

(1) Etapa de laminación en caliente y etapa de enfriamiento

Un planchón que tiene la composición química descrita anteriormente se establece que tiene una temperatura de 1200°C o más, se somete a laminación de múltiples pasadas con una relación de reducción total del 50% o más, y se completa la laminación en caliente en una región de temperatura de no menor que 800°C ni más que 950°C. Después de la terminación de la laminación en caliente, el producto resultante se lamina a una velocidad de enfriamiento de 600°C/segundo o más, y después de la finalización de la laminación, el producto resultante se enfría a una región de temperatura de 700°C o menos en 0,4 segundos (este enfriamiento también se denomina como enfriamiento primario) y después se retiene durante 0,4 segundos o más en una región de temperatura de no menor que 600°C ni más que 700°C. Después de esto, el producto resultante se enfría a una región de temperatura de 500°C o menos a una velocidad de enfriamiento de menor que 100°C/segundo (este enfriamiento también se denomina como enfriamiento secundario) y después se enfría más a una temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento de 0,03°C/segundo o menos, obteniendo así una lámina de acero laminada en caliente. El último enfriamiento a la velocidad de enfriamiento de 0,03°C/segundo o menos es el enfriamiento realizado en la lámina de acero que se enrolla en un estado de bobina, de modo que en un caso donde la lámina de acero es una banda de acero, enrollando la banda de acero después del enfriamiento secundario, se realiza el último enfriamiento a la velocidad de enfriamiento de 0,03°C/segundo o menos.

Aquí, en el enfriamiento primario descrito anteriormente, después de que se completa prácticamente la laminación en caliente, se lleva a cabo un enfriamiento rápido a una región de temperatura de 700°C o menos en 0,4 segundos. La terminación práctica de la laminación en caliente significa una pasada en la que se lleva a cabo finalmente la laminación práctica, en la laminación de una multitud de pasadas llevadas a cabo en la laminación final de la laminación en caliente. Por ejemplo, en un caso donde la reducción final práctica se lleva a cabo en una pasada en un lado aguas arriba de un molino de acabado, y la laminación práctica no se lleva a cabo en una pasada en un lado aguas abajo del molino de acabado, el enfriamiento rápido (enfriamiento primario) se lleva a cabo a la región de temperatura de 700°C o menos en 0,4 segundos después de que se completa la laminación en la pasada del lado aguas arriba. Además, por ejemplo, en un caso donde la laminación práctica se lleva a cabo hasta que se alcanza la pasada en el lado de aguas abajo del molino de acabado, el enfriamiento rápido (enfriamiento primario) se lleva a cabo a la región de temperatura de 700°C o menos en 0,4 segundos después de que se completa la laminación en la pasada en el lado aguas abajo. Obsérvese que el enfriamiento primario se lleva a cabo básicamente mediante una boquilla de enfriamiento dispuesta en una mesa de salida, pero también es posible que se lleve a cabo mediante una boquilla de enfriamiento entre posiciones dispuesta entre las respectivas pasadas del molino de acabado.

Cada una de la velocidad de enfriamiento (600°C/segundo o más) en el enfriamiento primario descrito anteriormente y la velocidad de enfriamiento (menor que 100°C/segundo) en el enfriamiento secundario descrito anteriormente se establece en base a una temperatura de una superficie de la muestra (temperatura superficial de la lámina de acero) medida mediante un registrador de temperatura. Se estima que una velocidad de enfriamiento (velocidad promedio de enfriamiento) de toda la lámina de acero en el enfriamiento primario descrito anteriormente es aproximadamente 200°C/segundo o más, como resultado de la conversión de la velocidad de enfriamiento (600°C/segundo o más) en base a la temperatura superficial.

Mediante la etapa de laminación en caliente y la etapa de enfriamiento descritas anteriormente, se obtiene la lámina de acero laminada en caliente en la que el carburo de V (VC) y el carburo de Ti (TiC) se precipitan a alta densidad en el límite de grano de ferrita. Es preferible que un diámetro promedio de grano del VC y el TiC sea de 10 nm o más, y una distancia intergranular promedio del VC y el TiC sea de 2 µm o menos.

(2) Etapa de laminación en frío

La lámina de acero laminada en caliente obtenida mediante la etapa de laminación en caliente y la etapa de enfriamiento descritas anteriormente puede someterse directamente a una etapa de tratamiento térmico descrita más adelante, pero también puede someterse a la etapa de tratamiento térmico descrita más adelante después de haber sido sometida a la laminación en frío.

Cuando se realiza la laminación en frío en la lámina de acero laminada en caliente obtenida mediante la etapa de laminación en caliente y la etapa de enfriamiento descritas anteriormente, se realiza la laminación en frío a una relación de reducción no menor que 30% ni más que 70%, para así obtener una lámina de acero laminada en frío.

(3) Etapa de tratamiento térmico (etapas (C1) y (C2))

Una temperatura de la lámina de acero laminada en caliente obtenida mediante la etapa de laminación en caliente y la etapa de enfriamiento descritas anteriormente o la lámina de acero laminada en frío obtenida mediante la etapa de laminación en frío descrita anteriormente se eleva a una región de temperatura de no menor que 750 °C ni más que 920°C a una velocidad promedio de elevación de la temperatura de no menor que 2°C/segundo ni más que 20°C/segundo, y la lámina de acero se retiene en la región de temperatura durante un período de tiempo no menor que 20 segundos ni más que 100 segundos (recocido en la FIG. 1). Posteriormente, se realiza el tratamiento térmico en el que el producto resultante se enfría a una región de temperatura de no menor que 440°C ni más que 550°C a una velocidad promedio de enfriamiento de no menor que 5°C/segundo ni más que 20°C/segundo, y se retiene en la región de temperatura durante un período de tiempo no menor que 30 segundos ni más que 150 segundos (sobreenvejecimiento 1 a sobreenvejecimiento 3 en la FIG. 1).

Si la velocidad promedio de elevación de la temperatura descrita anteriormente es menor que 2°C/segundo, el crecimiento del grano de ferrita se produce durante la elevación de la temperatura, dando como resultado que los granos de cristal se vuelvan gruesos. Por otro lado, si la velocidad promedio de elevación de la temperatura descrita anteriormente es mayor que 20°C/segundo, la precipitación del VC y el TiC durante la elevación de la temperatura se vuelve insuficiente, dando como resultado que el diámetro de grano de cristal se vuelva grueso, en lugar de volverse fino.

Si la temperatura retenida después de la elevación de la temperatura descrita anteriormente es menor que 750°C o mayor que 920°C, es difícil obtener una estructura de múltiples fases deseada.

Si la velocidad promedio de enfriamiento descrita anteriormente es menor que 5°C/segundo, una cantidad de ferrita se vuelve excesiva y es difícil obtener una resistencia suficiente. Por otro lado, si la velocidad promedio de enfriamiento descrita anteriormente es mayor que 20°C/segundo, se genera excesivamente una segunda fase dura, dando como resultado que aumente la sensibilidad a la grieta por impacto.

La retención después del enfriamiento descrito anteriormente es importante para facilitar el ablandamiento de la segunda fase para asegurar la nanodureza promedio de la segunda fase de menor que 6,0 GPa. En un caso donde

no se satisface la condición tal que la retención se realice en la región de temperatura de no menor que 440°C ni más que 550°C durante un período de tiempo de no menor que 30 segundos ni más que 150 segundos, es difícil obtener una propiedad deseada de la segunda fase. No existe necesidad de establecer la temperatura para que sea una temperatura fija durante la retención, y la temperatura puede cambiarse de forma continua o en etapas siempre que esté dentro de la región de temperatura de no menor que 440°C ni más que 550°C (remítase del sobreenvejecimiento 1 al sobreenvejecimiento 3 ilustrado en la FIG. 1, por ejemplo). Desde un punto de vista de controlar el límite de grano de ángulo pequeño y los precipitados de V y Ti, la temperatura se cambia preferiblemente en etapas. Específicamente, el tratamiento descrito anteriormente es el tratamiento correspondiente al así llamado tratamiento de sobreenvejecimiento en el recocido continuo, en el que en una etapa inicial de la etapa de tratamiento de sobreenvejecimiento, es preferible aumentar la proporción de límites de grano de ángulo pequeño realizando la retención en una región de temperatura de la bainita superior. Concretamente, es preferible realizar la retención en una región de temperatura de no menor que 480°C ni más que 580°C. Después de esto, para hacer que Ti y V permanezcan en la fase ferrita y que se precipite la segunda fase de manera sobresaturada, la retención se realiza en una región de temperatura no menor que 440°C ni más que 480°C para generar un núcleo de precipitación, y luego la retención se realiza en una región de temperatura de no menor que 480°C ni más que 550°C para aumentar una cantidad de precipitación. Un carburo fino tal como el VC precipitado en la fase ferrita y en la segunda fase mejora el esfuerzo de fluencia efectivo, de modo que es deseable provocar la precipitación a alta densidad a través del tratamiento de sobreenvejecimiento descrito anteriormente.

La lámina de acero laminada en caliente o la lámina de acero laminada en frío fabricadas como anteriormente pueden utilizarse tal cual como el material de acero de la presente invención, o una lámina de acero cortada de la lámina de acero laminada en caliente o de la lámina de acero laminada en frío sobre la que se realiza un trabajo apropiado tal como flexión y trabajo en prensa, según la necesidad también puede emplearse como el material de acero de la presente invención. Además, el material de acero de la presente invención también puede ser la lámina de acero tal cual, o la lámina de acero en la cual se realiza el chapado después del trabajo. El chapado puede ser o por galvanoplastia o por inmersión en caliente, y aunque no existe limitación en un tipo de chapado, el tipo de chapado es normalmente zinc o aleación de zinc.

[Ejemplos]

Se llevó a cabo un experimento utilizando planchones (cada uno tenía un espesor de 35 mm, una anchura de 160 a 250 mm y una longitud de 70 a 90 mm) que tenían las composiciones químicas presentadas en la Tabla 1. En la Tabla 1, "-" significa que el elemento no está contenido positivamente. Un subrayado indica que un valor está fuera del intervalo de la presente invención. Un tipo de acero E es un ejemplo comparativo en el que un contenido total de V y Ti es menor que el valor límite inferior. Un tipo de acero F es un ejemplo comparativo en el que un contenido de Ti es menor que el valor límite inferior. Un tipo de acero H es un ejemplo comparativo en el que un contenido de Mn es menor que el valor límite inferior. En cada uno de los tipos de acero, se produjo al vacío un acero fundido de 150 kg para ser colado, el producto resultante se calentó luego en un horno a una temperatura de 1250°C y se sometió a forjado en caliente a una temperatura de 950°C o más, para obtener así un planchón.

TABLA 1

| TIPO DE ACERO | COMPOSICIÓN QUÍMICA (UNIDAD:% MASA, BALANCE; Fe E IMPUREZAS) | | | | | | | | | | |
|---------------|--|------|------------|-------|-------|------|------|-------------|--------------|-------|--------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | V | Ti | Al | N |
| A | 0.12 | 1.24 | 2.05 | 0.008 | 0.002 | 0.12 | - | 0.20 | 0.005 | 0.033 | 0.0024 |
| B | 0.15 | 1.25 | 2.01 | 0.010 | 0.002 | 0.15 | - | 0.20 | 0.005 | 0.035 | 0.0035 |
| C | 0.12 | 1.20 | 2.20 | 0.011 | 0.002 | 0.15 | - | 0.20 | 0.006 | 0.035 | 0.0031 |
| D | 0.12 | 1.23 | 2.01 | 0.009 | 0.002 | 0.20 | 0.20 | 0.15 | 0.005 | 0.030 | 0.0025 |
| E | 0.12 | 1.25 | 2.01 | 0.009 | 0.002 | 0.15 | - | <u>0.05</u> | <u>0.005</u> | 0.032 | 0.0026 |
| F | 0.12 | 1.23 | 2.25 | 0.011 | 0.002 | 0.15 | - | <u>0.20</u> | - | 0.035 | 0.0045 |
| G | 0.07 | 0.55 | 1.98 | 0.010 | 0.002 | - | - | - | 0.12 | 0.035 | 0.0032 |
| H | 0.15 | 1.55 | <u>0.5</u> | 0.009 | 0.001 | 0.15 | - | 0.20 | 0.005 | 0.033 | 0.0025 |
| I | 0.15 | 1.52 | 3.5 | 0.012 | 0.002 | 0.15 | - | 0.20 | 0.004 | 0.035 | 0.0035 |
| J | 0.15 | 0.72 | 2.02 | 0.010 | 0.001 | 0.15 | - | 0.20 | 0.005 | 0.35 | 0.0025 |

Cada uno de los planchones descritos anteriormente se recalentó a 1250°C en 1 hora, y después de eso, el producto resultante se sometió a laminación en caliente en bruto en 4 pasadas utilizando una máquina de ensayo de laminación en caliente, el producto resultante se sometió además a laminación en caliente de acabado en 3 pasadas, y después de la terminación de la laminación, se llevó a cabo el enfriamiento primario y el enfriamiento en dos etapas, para obtener así una lámina de acero laminada en caliente. Las condiciones de la laminación en caliente se presentan en la Tabla 2. El enfriamiento primario y el enfriamiento secundario justo después de la terminación de la laminación se

llevaron a cabo mediante enfriamiento con agua. Terminando el enfriamiento secundario a una temperatura de enrollamiento presentada en la Tabla, y dejando enfriar la bobina, se realizó el enfriamiento a una temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento de 0,03°C/segundo o menos. Un espesor de lámina de cada una de las láminas de acero laminadas en caliente se estableció en 2 mm.

5

TABLA 2

| NÚMERO DE ENSAYO | TIPO DE ACERO | LAMINADO EN CALIENTE | | | | ENFRIAMIENTO PRIMARIO | | | ENFRIAMIENTO SECUNDARIO | | ESPESOR DE LA HOJA DE ACERO LAMINADO EN CALIENTE (mm) | |
|------------------|---------------|---------------------------------|-----------------------------------|--------------------------------------|--|--|--|---|--|--------------------------------|---|-----|
| | | LAMINACIÓN EN BRUTO | LAMINACIÓN EN CALIENTE DE ACABADO | | | VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C s) | TEMPERATURA DE CESE DEL ENFRIAMIENTO (° C) | PERÍODO DE TIEMPO DESDE LA FINALIZACIÓN DE LA LAMINACIÓN HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO (5) | VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO (°C/s) | TEMPERATURA DE LAMINACIÓN (°c) | | |
| | | RELACIÓN DE REDUCCIÓN TOTAL (%) | NÚMERO DE PASADAS | RELACIÓN DE REDUCCIÓN EN CADA PASADA | TEMPERATURA DE LAMINACIÓN DE ACABADO (° C) | | | | | | | |
| 1 | A | 83 | 3 | 30%-30%-30% | 900 | > 1000 | 650 | 0.1 | 70 | 400 | 2 | |
| 2 | | | | | | | | | | | | |
| 3 | | | | | | | | | | | | |
| 4 | | | | | | | | | | | | |
| 5 | | | | | | | | | | | | |
| 6 | | | | | | | | | | | | 1.2 |
| 7 | | | | | | | | | | | | 450 |
| 8 | B | 83 | 3 | 30%-30%-30% | 850 | >1000 | 650 | 0.1 | 70 | 400 | 2 | |
| 9 | C | 83 | 3 | 30%-30%-30% | 850 | > 1000 | 650 | 0.1 | 70 | 400 | 2 | |
| 10 | D | 83 | 3 | 30%-30%-30% | 850 | >1000 | 650 | 0.1 | 70 | 400 | 2 | |
| 11 | E | 83 | 3 | 30%-30%-30% | 850 | > 1000 | 650 | 0.1 | 70 | 400 | 2 | |
| 12 | F | 83 | 1 | 30%-30%-30% | 850 | >1000 | 650 | 0.1 | 70 | 400 | 2 | |
| 13 | G | 83 | 3 | 33%-33%-33% | 850 | >1000 | 650 | 0.1 | 70 | 450 | 2 | |
| 14 | H | 83 | 3 | 30%-30%-30% | 900 | >1000 | 650 | 0.1 | 70 | 400 | 2 | |
| 15 | I | 83 | 3 | 30%-30%-30% | 900 | > 1000 | 650 | 0.1 | 70 | 400 | 2 | |
| 16 | J | 83 | 3 | 30%-30%-30% | 900 | > 1000 | 650 | 0.1 | 70 | 400 | 2 | |

Una parte de las láminas de acero laminadas en caliente se sometió a laminación en frío, y luego todas las láminas de acero se sometieron a un tratamiento térmico utilizando un simulador de recocido continuo con un patrón térmico presentado en la FIG. 1 y bajo las condiciones presentadas en la Tabla 3. En los presentes ejemplos, la razón de porque la retención de la temperatura (denominada como sobreenviejecimiento en los ejemplos) después del

10

enfriamiento que se realizó a partir de la temperatura de recocido se llevó a cabo en tres etapas de diferentes temperaturas como se presenta en la FIG. 1 y la Tabla 3, se debe a que la proporción de límites de grano de ángulo pequeño y la densidad de precipitación del carburo de VC aumentan.

TABLA 3

| NÚMERO DE ENSAYO | RELACIÓN DE REDUCCIÓN TOTAL EN LA LAMINACIÓN EN FRÍO | CONDICIONES DE RECOCIDO CONTINUO | | | | | | | | | |
|------------------|--|--|------------------------------|------------------------|----------------------------------|---|-------------------------------------|---|-------------------------------------|---|-------------------------------------|
| | | CONDICIONES DE RECOCIDO | | | | CONDICIONES DE SOBREENVEJECIMIENTO (① → ② → ③) | | | | | |
| | | VELOCIDAD DE aUMENTO DE TEMPERATURA (°C/s) | TEMPERATURA DE RECOCIDO (°C) | TIEMPO DE RECOCIDO (s) | VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°C/s) | TEMPERATURA DE SOBREENVEJECIMIENTO ① (°C) | TIEMPO DE SOBREENVEJECIMIENTO ① (s) | TEMPERATURA DE SOBREENVEJECIMIENTO ② (°C) | TIEMPO DE SOBREENVEJECIMIENTO ② (s) | TEMPERATURA DE SOBREENVEJECIMIENTO ③ (°C) | TIEMPO DE SOBREENVEJECIMIENTO ③ (s) |
| 1 | NINGUNA | 10 | 770 | 30 | 10 | 500 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 2 | 50% | 10 | 770 | 30 | 10 | 500 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 3 | 50% | 10 | 850 | 30 | 10 | 500 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 4 | 50% | 10 | 770 | 30 | 40 | 400 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 5 | 50% | 10 | 850 | 30 | 40 | 400 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 6 | 50% | 10 | 770 | 10 | 10 | 500 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 7 | 50% | 10 | 770 | 30 | 10 | 500 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 8 | 50% | 10 | 800 | 30 | 10 | 500 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 9 | 50% | 10 | 800 | 30 | 10 | 500 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 10 | 50% | 10 | 800 | 30 | 10 | 500 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 11 | 50% | 10 | 800 | 30 | 10 | 500 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 12 | 50% | 10 | 300 | 30 | 10 | 500 | 40 | 460 | 22 | 520 | 15 |
| 13 | 50% | 10 | 850 | 30 | 10 | 460 | 40 | 460 | 22 | 500 | 15 |
| 14 | 50% | 10 | 850 | 30 | 10 | 460 | 40 | 460 | 22 | 500 | 15 |
| 15 | 50% | 10 | 850 | 30 | 10 | 160 | 40 | 460 | 22 | 500 | 15 |
| 16 | 50% | 10 | 870 | 30 | 10 | 460 | 40 | 460 | 22 | 500 | 15 |

5

Con respecto a las láminas de acero laminadas en caliente y las láminas de acero laminadas en frío obtenidas como anteriormente, se llevó a cabo el siguiente examen.

10 En primer lugar, se recogió una pieza de ensayo de tracción según la norma JIS N° 5 a partir de una lámina de acero de ensayo en una dirección perpendicular a la dirección de laminación y se sometió a un ensayo de tracción, determinando así un esfuerzo de fluencia del 5%, un esfuerzo máximo de tracción (TS) y un alargamiento uniforme (u-EI). El esfuerzo de fluencia del 5% indica un esfuerzo cuando se produce una deformación plástica en la que la deformación llega al 5% en el ensayo de tracción, el esfuerzo de fluencia del 5% tiene una relación de proporcionalidad con el esfuerzo de fluencia efectivo y constituye un índice del esfuerzo de fluencia efectivo.

15 Se llevó a cabo un ensayo de expansión de orificios para determinar la relación de expansión de orificios en base a la norma JFST 1001-1996 de la Federación de Hierro y del Acero de Japón, a excepción de que el trabajo del escariador se realizó en un orificio mecanizado para eliminar una influencia de un daño en la cara final.

El análisis EBSD se llevó a cabo en una posición de 1/4 de profundidad en un espesor de la lámina de una sección transversal paralela a la dirección de laminación de la lámina de acero. En el análisis EBSD, se definió un límite donde

una desorientación de cristales se convirtió en 2° o más como un límite de grano, se determinó un diámetro promedio de grano sin distinguir entre una fase principal y una segunda fase, y se creó un mapa de desorientación de la superficie del límite de grano. De todos los límites de grano, un límite de grano donde la desorientación era de 2° a menor que 15° se definió como un límite de grano de ángulo pequeño, y se determinó una proporción de una longitud de límites de grano de ángulo pequeño donde la desorientación era de 2° a menor que 15° con respecto a una longitud de la suma total de los límites de grano. Además, se determinó una relación de área de la ferrita a partir de un mapa de calidad de imagen obtenido mediante este análisis.

Una nanodureza de la segunda fase se determinó mediante un método de nanoindentación. Se pulió con un papel de lija la sección de una pieza de ensayo recogida en una dirección paralela a la dirección de laminación en una posición de 1/4 de profundidad en un espesor de la lámina, el producto resultante se sometió a pulido mecanoquímico utilizando sílice coloidal y luego se sometió además a pulido electrolítico para eliminar una capa de trabajo, y luego el producto resultante se sometió a un ensayo. La nanoindentación se llevó a cabo utilizando un indentador de esquina cúbica bajo una carga de indentación de 1000 µN. Un tamaño de indentación en ese momento era de un diámetro de 0,5 µm o menos. La dureza de la segunda fase de cada muestra se midió en 20 puntos seleccionados al azar, y se determinó una nanodureza promedio de cada muestra.

Además, se produjo un miembro de tubo cuadrado utilizando cada una de las láminas de acero descritas anteriormente, y se llevó a cabo un ensayo de aplastamiento axial a una velocidad de colisión en una dirección axial de 64 km/h, para evaluar así la absorbencia a la colisión. Se estableció que una forma de una sección transversal perpendicular a la dirección axial del miembro de tubo cuadrado fuera un octágono equilátero, y se estableció una longitud en la dirección axial del miembro de tubo cuadrado en 200 mm. La evaluación se llevó a cabo bajo una condición donde se estableció que cada miembro tuviera un espesor de lámina de 1 mm y una longitud del lado del octágono equilátero descrito anteriormente de 16 mm (longitud de la parte recta excepto la parte curva de la parte de la esquina) (Wp). Dos de tales miembros de tubo cuadrado se produjeron a partir de cada una de las láminas de acero y se sometieron al ensayo de aplastamiento axial. La evaluación se llevó a cabo en base a una carga promedio cuando se produjo el aplastamiento axial (valor promedio de dos veces el ensayo) y a una relación de pandeo estable. La relación de pandeo estable se corresponde con una proporción de un número de cuerpos de ensayo en los que no se produjo ninguna grieta en el ensayo de aplastamiento axial, con respecto a un número total de cuerpos de ensayo. En general, la posibilidad de que se produzca la grieta en el medio del aplastamiento aumenta cuando aumenta una energía de absorción de impactos, dando como resultado que no se pueda aumentar una carga de deformación plástica, y existe un caso donde no se puede aumentar la energía de absorción de impactos. Específicamente, sin importar lo alta que sea la carga promedio de aplastamiento (absorbencia al impacto), no es posible presentar una alta absorbencia al impacto a menos que sea buena la relación de pandeo estable.

Los resultados del examen descrito anteriormente (estructura del acero, propiedades mecánicas y propiedades de aplastamiento axial) se presentan conjuntamente en la Tabla 4.

Además, una relación de la dureza de la segunda fase y la relación de pandeo estable con respecto a un diámetro promedio de grano de cada uno de los números de ensayo 1 a 16, se ilustra mediante la gráfica en la FIG. 2. La FIG. 3 es una gráfica que ilustra una relación entre el diámetro de grano y la carga promedio de aplastamiento.

TABLA 4

| NÚMERO DE ENSAYO | ESTRUCTURA | | | | | PROPIEDADES DE TENSIÓN Y EXPANSIÓN DE AGUJEROS | | | CAPACIDADES DE EXPANSIÓN DE LOS ORIFICIOS (%) | PROPIEDAD DE APLASTAMIENTO AXIAL | |
|------------------|------------|--------------------------------|------------------------------|--|------------------------------------|--|-----------------------------------|---------------------------|---|---|----------------------------|
| | ESTRUCTURA | PROPORCIÓN DE FASE FERRITA (%) | DIÁMETRO MEDIO DE GRANO (µm) | PROPORCIÓN DE INTERFAZ DE PEQUEÑO ÁNGULO (%) | DUREZA MEDIA DE SEGUNDA FASE (GPa) | ESFUERZO DE FLUENCIA DEL 5% BAJO ESTRES (MPa) | ESFUERZO MÁXIMO DE TRACCIÓN (MPa) | ALARGAMIENTO UNIFORME (%) | | CARGA PROMEDIO DE APLASTAMIENTO (kN/mm ²) | RELACIÓN DE PANDEO ESTABLE |
| 1 | α + B + γ | 68 | 0.8 | 25 | 4.7 | 1055 | 1067 | 10.5 | 115 | 0.37 | 2/2 |
| 2 | α + B + γ | 60 | 1.1 | 31 | 4.8 | 1022 | 1055 | 10.9 | 108 | 0.345 | 2/2 |
| 3 | α + B + γ | 62 | 1.4 | 28 | 4.6 | 975 | 1038 | 11.1 | 112 | 0.33 | |
| 4 | α + B + M | 60 | 1.5 | 24 | 6.5 | 977 | 1028 | 12.3 | 84 | 0.3 | 1/2 |
| 5 | B + M | <10 | - | 55 | 8.7 | 950 | 1015 | 9.9 | 75 | 0.31 | 0/2 |
| 6 | α + B + γ | 55 | 35 | 8 | 5.5 | 788 | 1035 | 12.5 | 65 | 0.28 | 0/2 |
| 7 | α + B + γ | 45 | 2.8 | 26 | 6.5 | 801 | 1028 | 10.7 | 68 | 0.3 | 0/2 |
| 8 | α + B + γ | 60 | 1.2 | 28 | 4.6 | 1034 | 1052 | 10.5 | 120 | 0.35 | 2/2 |

TABLA 4 (continuación)

| NÚMERO DE ENSAYO | ESTRUCTURA | | | | | PROPIEDADES DE TENSIÓN Y EXPANSIÓN DE AGUJEROS | | | CAPACIDAD DE EXPANSIÓN DE LOS ORIFICIOS (%) | PROPIEDAD DE APLASTAMIENTO AXIAL | |
|------------------|------------|--------------------------------|------------------------------|--|------------------------------------|--|-----------------------------------|---------------------------|---|---|----------------------------|
| | ESTRUCTURA | PROPORCIÓN DE FASE FERRITA (%) | DIÁMETRO MEDIO DE GRANO (µm) | PROPORCIÓN DE INTERFAZ DE PEQUEÑO ÁNGULO (%) | DUREZA MEDIA DE SEGUNDA FASE (GPa) | ESFUERZO DE FLUENCIA DEL 5% BAJO ESTRÉS (MPa) | ESFUERZO MÁXIMO DE TRACCIÓN (MPa) | ALARGAMIENTO UNIFORME (%) | | CARGA PROMEDIO DE APLASTAMIENTO (kN/mm ²) | RELACIÓN DE PANDEO ESTABLE |
| 9 | α + B + γ | 65 | 1.1 | 32 | 4.3 | 1016 | 1048 | 10.7 | 105 | 0.34 | 2/2 |
| 10 | α + B + γ | 63 | 1.4 | 29 | 4.7 | 976 | 1034 | 11.0 | 105 | 0.33 | 2/2 |
| 11 | α + B + γ | 55 | 4.3 | 12 | 7.7 | 713 | 998 | 12.5 | 78 | 0.275 | 1/2 |
| 12 | α + B + γ | 57 | 3.5 | 14 | 8.6 | 805 | 1003 | 9.8 | 84 | 0.28 | 0/2 |
| 13 | α + B | 70 | 2.9 | 27 | 5.8 | 855 | 980 | 9.8 | 116 | 0.29 | 2/2 |
| 14 | α | >90 | 4.3 | 15 | - | 532 | 623 | 20.3 | 135 | 0.18 | 2/2 |
| 15 | M + α + B | <10 | - | 45 | 9.5 | 1223 | 1225 | 1.5 | 25 | 0.22 | 0/2 |
| 16 | α + B + γ | 65 | 1.3 | 30 | 4.6 | 978 | 1055 | 10.9 | 111 | 0.33 | 2/2 |

5 Como puede entenderse a partir de la Tabla 4, la FIG. 2 y la FIG. 3, en el material de acero relacionado con la presente invención, la carga promedio cuando se produce el aplastamiento axial es alta y vale 0,29 kJ/mm² o más. Además, se presenta una buena propiedad de aplastamiento axial tal que la relación de pandeo estable es 2/2. Por lo tanto, el material de acero relacionado con la presente invención se utiliza adecuadamente como un material de la caja de aplastamiento descrita anteriormente, un miembro secundario, un pilar central, un balancín y similares.

REIVINDICACIONES

1. Un material de acero que tiene una composición química, en % en masa, de
- C: mayor que 0,05% a 0,2%,
Mn: 1% a 3%,
5 Si: mayor que 0,5% a 1,8%,
Al: 0,01% a 0,5%,
N: 0,001% a 0,015%,
Ti: 0,001% o más,
la suma de V y Ti: mayor que 0,1% a 0,25%,
10 Cr: 0% a 0,25%,
Mo: 0% a 0,35% y
balance: Fe e impurezas, comprendiendo el material de acero
- una estructura de acero que es una estructura de múltiples fases que tiene una fase principal hecha de ferrita de 50% de área o más, y una segunda fase que contiene uno o dos o más seleccionados de un grupo que consiste en bainita, martensita y austenita, en donde:
- 15 una nanodureza promedio de la segunda fase es menor que 6,0 GPa; y
- cuando un límite donde una desorientación de cristales llega a 2° o más se define como un límite de grano, y una región rodeada con el límite de grano se define como un grano de cristal, un diámetro promedio de grano de todos los granos de cristal en la fase principal y en la segunda fase es de 3 μm o menos, y una proporción de una longitud de límites de grano de ángulo pequeño donde la desorientación es 2° a menor que 15° en una longitud de todos los límites de grano es de 15% o más,
- 20 la proporción de los límites de grano de ángulo pequeño se determina llevando a cabo un análisis ESBP, y
- la nanodureza es un valor obtenido midiendo una nanodureza en un grano de cada fase o estructura utilizando nanoindentación.
- 25 2. El material de acero según la reivindicación 1, en donde uno o dos seleccionados de un grupo que consiste en Cr: 0,05% a 0,25%, y Mo: 0,1% a 0,35% está/n contenido/s, en % en masa.

FIG.1

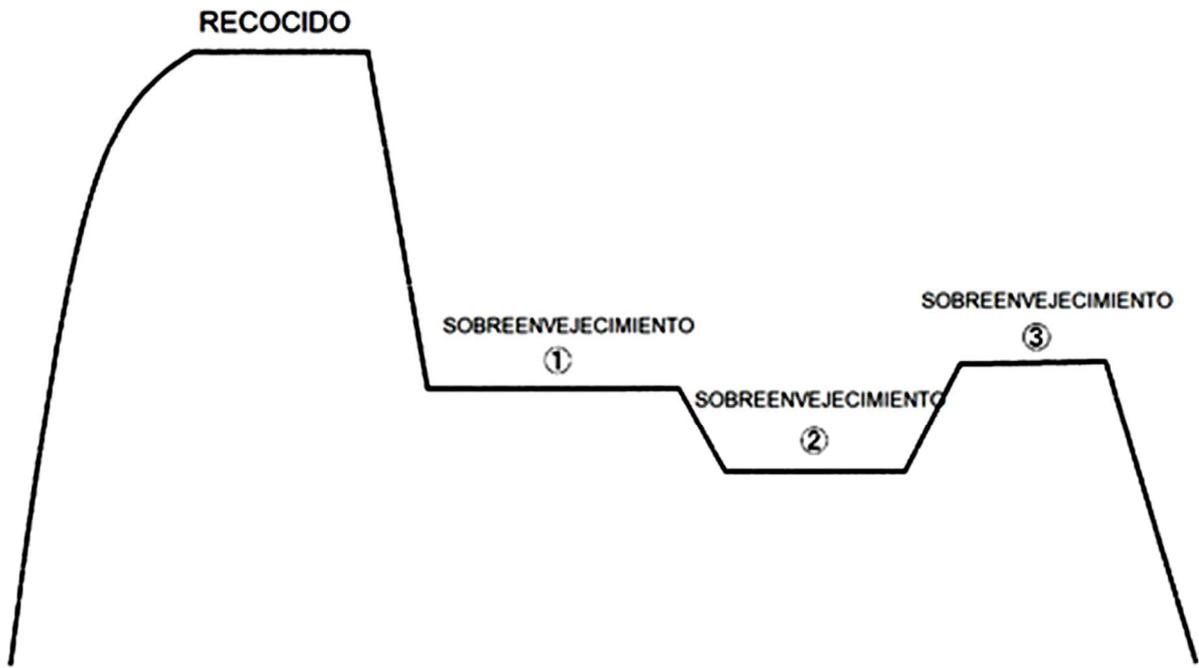


FIG.2

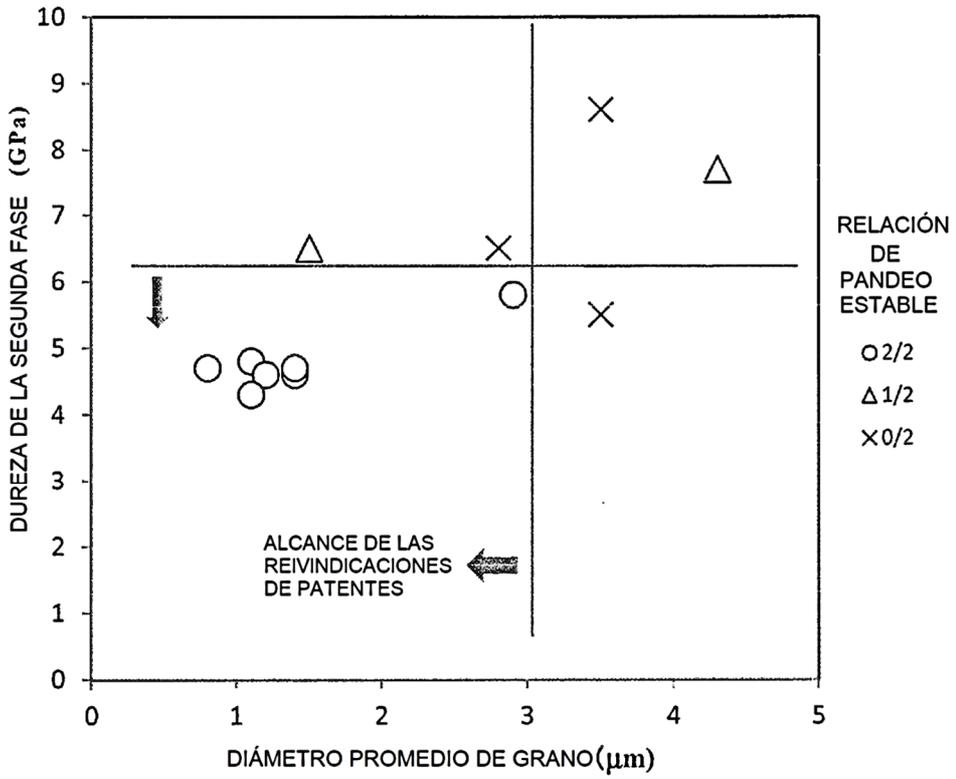


FIG.3

