

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 650 487**

51 Int. Cl.:

C21D 1/20	(2006.01)	C21D 8/02	(2006.01)
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 38/18	(2006.01)		
C22C 38/22	(2006.01)		
C22C 38/24	(2006.01)		
C22C 38/38	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **21.08.2013 PCT/JP2013/072262**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **27.02.2014 WO14030663**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **21.08.2013 E 13831018 (0)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **04.10.2017 EP 2889395**

54 Título: **Material de acero**

30 Prioridad:

21.08.2012 JP 2012182710

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

18.01.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

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

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 650 487 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 en concreto se refiere a un material de acero adecuado para material de un elemento de absorción de impactos en el que se suprime la aparición de grietas cuando se aplica una carga de impacto, y también el esfuerzo de fluencia efectivo es alto. Esta solicitud se basa en y reivindica el beneficio de prioridad de la solicitud de patente japonesa anterior N° 2012-182710, presentada el 21 de agosto de 2012, cuyo contenido completo se incorpora en la presente memoria como referencia.

Antecedentes de la técnica

10 En los últimos años, desde el punto de vista de la protección medioambiental global, se ha requerido la reducción del peso de la carrocería de los vehículos automóviles, como parte de la reducción de las emisiones de CO₂ de los automóviles, y se ha buscado reforzar altamente el material de acero para automóviles. Esto se debe a que, al mejorar la resistencia del material de acero, se vuelve posible reducir el espesor del material de acero para automóviles. Mientras tanto, ha aumentado aún más la necesidad social en relación con la mejora de la seguridad
15 ante la colisión en los automóviles, y no solo se ha deseado reforzar altamente el material de acero sino también desarrollar un material de acero con una excelente resistencia al impacto cuando se produce una colisión durante un itinerario.

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

Como el material de acero de alta resistencia tal se conoce el acero TRIP de baja aleación, que tiene una gran diferencia estática-dinámica (diferencia entre la resistencia estática y la resistencia dinámica), y el material de acero de estructura multifásica de alta resistencia, tal como el acero de estructura multifásica con una segunda fase formada principalmente por martensita.

25 En relación con el acero TRIP de baja aleación, por ejemplo, el documento de patente 1 describe una chapa de acero de alta resistencia del tipo de transformación inducida por deformación (chapa de acero TRIP) para absorber la energía de colisión de los automóviles con una excelente propiedad de deformación dinámica.

Asimismo, en relación con la chapa de acero de estructura multifásica con una segunda fase formada principalmente por martensita, se dan a conocer invenciones como las que se describen a continuación.

30 El documento de patente 2 describe una chapa de acero de alta resistencia que tiene un excelente balance entre la resistencia y la ductilidad, y que tiene una diferencia estática-dinámica de 170 MPa o más, estando la chapa de acero de alta resistencia formada por granos finos de ferrita, en la que el diámetro promedio de grano, ds, de los granos nanocristalinos que tienen cada uno un diámetro de grano cristalino de 1,2 μm o menos, y el diámetro promedio de grano cristalino, dL, de los granos microcristalinos que tienen cada uno un diámetro de grano cristalino mayor que 1,2 μm, satisfacen la relación de dL/ds ≥ 3.
35

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

40 El documento de patente 4 describe una chapa de acero laminada en frío con una excelente propiedad de absorción al impacto, que contiene 75% o más de fase de ferrita, en la que el diámetro promedio de grano es 3,5 μm o menos, y el resto está compuesto por martensita revenida.

El documento de patente 5 describe una chapa de acero laminada en frío en la que se aplica una deformación previa para producir una estructura de doble fase formada por ferrita y martensita, y se cumple que la diferencia estática-dinámica a una velocidad de deformación de 5×10² a 5×10³ / s es 60 MPa o más.

45 Asimismo, el documento de patente 6 describe una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia con una excelente propiedad de resistencia al impacto, formada solamente por una fase dura, tal como 85% o más de bainita, y martensita.

El documento de patente 7 describe una chapa de acero laminada en caliente específica con un espesor no mayor de 3,5 mm, así como un método específico para producir la chapa de acero laminada en caliente.

50

Documentos de la técnica anterior

[Documentos de patente]

Documento de patente 1: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública N° H11-80879.

Documento de patente 2: Publicación de patente japonesa abierta a a la inspección pública N° 2006-161077.

5 Documento de patente 3: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública N° 2004-84074.

Documento de patente 4: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública N° 2004-277858.

Documento de patente 5: Publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública N° 2000-17385.

Documento de patente 6: Publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público N° H11-269606.

Documento de patente 7: Patente de EE.UU. 6.364.968 B1.

10 **Descripción de la invención**

[Problemas a resolver mediante la invención]

15 Sin embargo, los materiales de acero convencionales que se utilizan como materiales de los elementos de absorción de impactos tienen los siguientes problemas. Específicamente, con el fin de mejorar la energía de absorción al impacto de un elemento de absorción de impactos (que en lo sucesivo también se denomina simplemente como "elemento"), es esencial aumentar la resistencia del material de acero que se utiliza como material del elemento de absorción de impactos (que en lo sucesivo también se denomina simplemente como "material de acero").

20 Por lo demás, como se describe en el "Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity", vol. 46, N° 534, páginas 641 a 645, como la carga media (F_{med}) que determina la energía de absorción al impacto se proporciona de manera que $F_{med} \propto (\sigma Y \cdot t^2) / 4$, en la que σY indica el esfuerzo de fluencia efectivo y t indica el espesor de la chapa, la energía de absorción al impacto depende en gran medida del espesor de la chapa del material de acero. Por lo tanto, existe una limitación en la realización de la reducción del espesor y de la absorbencia a los altos impactos del elemento de absorción de impactos solamente mediante el aumento de la resistencia del material de acero.

25 Aquí, el esfuerzo de fluencia corresponde al esfuerzo requerido para provocar sucesivamente una deformación plástica al comienzo, o después del comienzo, de la deformación plástica, y el esfuerzo de fluencia efectivo indica el esfuerzo de fluencia plástica que tiene en cuenta el espesor de chapa y la forma del material de acero y la velocidad de deformación aplicada al elemento cuando se aplica un impacto.

30 Mientras tanto, por ejemplo, como se describe en el folleto de la publicación internacional de la patente N° WO 2005/010396, el folleto de la publicación internacional de la patente N° WO 2005/010397 y el folleto de la publicación internacional de la patente N° WO 2005/010398, la energía de absorción al impacto de un elemento de absorción de impactos también depende en gran medida de la forma del elemento.

Específicamente, mediante la optimización de la forma del elemento de absorción de impactos a fin de aumentar la carga de deformación plástica, existe la posibilidad de que la energía de absorción al impacto del elemento de absorción de impactos se pueda aumentar drásticamente hasta un nivel que no se puede conseguir aumentando solamente la resistencia del material de acero.

35 Sin embargo, incluso cuando se optimiza la forma del elemento de absorción de impactos para aumentar la carga de deformación plástica, si el material de acero no tiene una deformabilidad capaz de soportar la carga de deformación plástica, aparecen grietas en el elemento de absorción de impactos en una etapa temprana antes de que se complete la deformación plástica esperada, lo que da lugar a que no se pueda aumentar la carga de deformación plástica, y no es posible aumentar drásticamente la energía de absorción al impacto. Asimismo, la aparición de grietas en el elemento de absorción de impactos en una etapa temprana puede conducir a una situación inesperada de tal modo que se dañe otro elemento que esté dispuesto de manera adyacente al elemento de absorción de impactos.

45 En las técnicas convencionales se ha buscado aumentar la resistencia dinámica del material de acero en base a la noción técnica de que la energía de absorción al impacto del elemento de absorción de impactos depende de la resistencia dinámica del material de acero, pero existe un caso en donde la deformabilidad se reduce significativamente si se busca solamente el aumento de la resistencia dinámica del material de acero. Por consiguiente, incluso si se optimiza la forma del elemento de absorción de impactos para aumentar la carga de deformación plástica, no siempre es posible aumentar drásticamente la energía de absorción al impacto del elemento de absorción de impactos.

50 Asimismo, ya que la forma del elemento de absorción de impactos se ha estudiado en el supuesto de que se utilice el material de acero fabricado en base a la noción técnica descrita anteriormente, la optimización de la forma del

elemento de absorción de impactos se ha estudiado en principio en base a la deformabilidad del material de acero existente, como premisa, y por ello no se ha efectuado suficientemente hasta la fecha el estudio propiamente dicho tal que se aumente la deformabilidad del material de acero y se optimice la forma del elemento de absorción de impactos para aumentar la carga de deformación plástica.

- 5 La presente invención tiene la misión de proporcionar un material de acero adecuado para material de un elemento de absorción de impactos que tiene un esfuerzo de fluencia altamente efectivo y que por ello tiene una alta energía de absorción al impacto, y en el que se suprime la aparición de grietas cuando se aplica una carga de impacto; y un método de fabricación del mismo.

[Medios para resolver los problemas]

- 10 Como se ha descrito anteriormente, con el fin de aumentar la energía de absorción al impacto del elemento de absorción de impactos, es importante optimizar no solo el material de acero sino también la forma del elemento de absorción de impactos para aumentar la carga de deformación plástica.

- 15 En relación con el material de acero, es importante aumentar el esfuerzo de fluencia efectivo para aumentar la carga de deformación plástica, al tiempo que se suprime la aparición de grietas cuando se aplica una carga de impacto, de modo que se pueda optimizar la forma del elemento de absorción de impactos capaz de aumentar la carga de deformación plástica

- 20 Para la presente invención se llevaron a cabo unos estudios detallados en relación con un método para suprimir la aparición de grietas cuando se aplica una carga de impacto y aumentar el esfuerzo de fluencia efectivo en relación con el material de acero para aumentar la energía de absorción al impacto del elemento de absorción de impactos, y se obtuvieron nuevos hallazgos como los que se citan a continuación.

[Mejora de la energía de absorción al impacto]

- (1) Con el fin de aumentar la energía de absorción al impacto del material de acero, es eficaz aumentar el esfuerzo de fluencia efectivo cuando se proporciona una deformación real del 5% (que en lo sucesivo se describirá como "esfuerzo de fluencia del 5%").
- 25 (2) Con el fin de aumentar el esfuerzo de fluencia del 5%, es eficaz aumentar el límite de elasticidad y el coeficiente de endurecimiento por acritud en la zona de baja deformación.
- (3) Con el fin de aumentar el límite de elasticidad, es eficaz producir una estructura de acero que contenga bainita como fase principal.
- 30 (4) Con el fin de aumentar el coeficiente de endurecimiento por acritud en la zona de baja deformación del material de acero que contiene bainita como fase principal, es eficaz hacer que exista una densidad alta de precipitados finos.

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

- 35 (5) Cuando se produce una fisura en el elemento de absorción de impactos en el momento de la aplicación de una carga de impacto, se reduce la energía de absorción al impacto. Asimismo, también existe un caso en donde se daña otro elemento que es adyacente al elemento de absorción de impactos.
- (6) Cuando se aumenta la resistencia del material de acero, en particular el límite de elasticidad, se vuelve alta la susceptibilidad en relación con la formación de grietas en el momento de aplicar una carga de impacto (que también se refieren en lo sucesivo como "grietas de impacto") (la susceptibilidad también se refiere en lo sucesivo como "susceptibilidad a la fisuración por impacto").
- 40 (7) Con el fin de suprimir la aparición de grietas por impacto, es eficaz aumentar la ductilidad uniforme, la ductilidad local y la tenacidad a la fractura.
- (8) En el material de acero que contiene bainita como fase principal, la ductilidad se puede aumentar refinando la fase principal de bainita.
- 45 (9) Se establece que el material de acero que contiene bainita como fase principal, contiene, como segunda fase, una, dos o más seleccionadas del grupo que consiste en ferrita, martensita y austenita, y si los elementos anteriores se refinan, la ductilidad local se puede mejorar aún más.
- (10) Con el fin de aumentar la tenacidad a la fractura del material de acero que contiene bainita como fase principal, es eficaz producir una estructura en la que la segunda fase contenga ferrita. Sin embargo, una ferrita gruesa provoca la disminución del límite de elasticidad y de la carga de deformación por aplastamiento, por lo que la ferrita se debe refinar.
- 50 (11) Con el fin de aumentar la ductilidad uniforme del material de acero que contiene bainita como fase principal, es

eficaz producir una estructura en la que la segunda fase contenga austenita. Sin embargo, una austenita gruesa ejerce un efecto adverso sobre la tenacidad a la fractura cuando se transforma en la fase martensita debido a la inducción a la deformación, por lo que la austenita se debe refinar.

- 5 (12) Con el fin de aumentar la tenacidad a la fractura del material de acero que contiene bainita como fase principal, es eficaz producir una estructura en la que la segunda fase contenga martensita. Sin embargo, una martensita gruesa ejerce un efecto adverso sobre la tenacidad a la fractura, por lo que la martensita se debe refinar.

La presente invención se basa en los nuevos hallazgos descritos anteriormente, y lo esencial de los mismos es lo siguiente.

[1]

- 10 El material de acero consiste, en % en masa, en: C: mayor que 0,05% a 0,18%; Mn: 1% a 3%; Si: mayor que 0,5% a 1,8%; Al: 0,01% a 0,5%; N: 0,001% a 0,015%; uno o ambos de V y Ti: 0,01% a 0,3% en total; Cr: 0% a 0,25%; Mo: 0% a 0,35%; P: 0,02% o menos; S: 0,005% o menos; y el resto: Fe e impurezas; y 80% o más

- 15 de bainita, en % en área, y 5% o más en total de una, dos o más seleccionadas del grupo que consiste en ferrita, martensita y austenita, en % en área, en la que el tamaño de bloque promedio de la bainita descrita anteriormente es menos de 2,0 μm , el diámetro promedio de grano de toda la ferrita, martensita y austenita descritas anteriormente es menos de 1,0 μm , la nanodureza media de la bainita descrita anteriormente es 4,0 GPa a 5,0 GPa, y los carburos del tipo MX que tienen cada uno un diámetro de círculo equivalente de 10 a 50 nm tienen un espaciado promedio de granos de 300 nm o menos entre ellos.

[2]

- 20 El material de acero de acuerdo con [1] contiene, en % en masa, uno o dos elementos seleccionados del grupo que consiste en Cr: 0,05% a 0,25%, y Mo: 0,1% a 0,35%.

[Efecto de la invención]

- 25 De acuerdo con la presente invención, es posible obtener un elemento de absorción de impactos capaz de suprimir o eliminar la aparición de grietas en el mismo cuando se aplica una carga de impacto, y con un alto esfuerzo de fluencia efectivo, de modo que se vuelve posible aumentar drásticamente la energía de absorción al impacto del elemento de absorción de impactos. Mediante la aplicación del elemento de absorción de impactos como se indica anteriormente, se vuelve posible mejorar aún más la seguridad ante la colisión de los productos de automóviles y similares, lo cual es sumamente útil para la industria.

Breve descripción de los dibujos

- 30 [FIG. 1] La FIG. 1 representa el patrón de calentamiento en el tratamiento térmico de recocido continuo empleado en el ejemplo.

[Modo de llevar a cabo la invención]

En lo sucesivo, la presente invención se describirá en detalle. En la siguiente descripción, % en relación con la composición química del acero, indica % en masa.

- 35 1. Composición química.

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

(1) C: mayor que 0,05% a 0,18%.

- 40 El C tiene la función de facilitar la generación de bainita que constituye la fase principal, y de austenita que es la segunda fase, la función de mejorar el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción mediante el aumento de la resistencia de la segunda fase, y la función de mejorar el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción mediante el refuerzo del acero por medio del refuerzo de la solución sólida. Asimismo, el C tiene la función de unirse con el Ti y el V para precipitar los carburos finos del tipo MX, y mejorar el límite de elasticidad y el coeficiente de endurecimiento por acritud en la zona de baja deformación. Si el contenido de C es 0,05% o menos, es difícil a veces conseguir el efecto proporcionado mediante las funciones descritas anteriormente. Por lo tanto, se establece que el contenido de C sea mayor que 0,05%. Por otra parte, si el contenido de C supera el 0,18%, existe un caso en donde la martensita y la austenita se generan en exceso, lo que a veces facilita la aparición de grietas en el momento de aplicar una carga de impacto. Por lo tanto, el contenido de C se establece en 0,18% o menos. Preferiblemente el contenido de C es 0,15% o menos, y más preferiblemente 0,13% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso en donde el contenido de C es 0,18%.
- 45
- 50

(2) Mn: 1% a 3%.

El Mn tiene la función de facilitar la generación de bainita mediante el aumento de la templabilidad, y la función de mejorar el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción mediante el refuerzo del acero por medio del refuerzo de la solución sólida. Si el contenido de Mn es menos de 1%, es difícil a veces conseguir el efecto proporcionado mediante las funciones descritas anteriormente. Por lo tanto, el contenido de Mn se establece en 1% o más. Preferiblemente el contenido de Mn es 1,5% o más. Por otra parte, si el contenido de Mn supera el 3%, existe un caso en donde la martensita y la austenita se generan en exceso, lo que da lugar a que la ductilidad local disminuya significativamente. Por lo tanto, el contenido de Mn se establece en 3% o menos. Preferiblemente el contenido de Mn es 2,5% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso en donde el contenido de Mn es 1% y un caso en el que el contenido de Mn es 3%.

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

El Si tiene la función de mejorar la ductilidad uniforme y la ductilidad local mediante la supresión de la generación de carburo en la bainita y la martensita, y la función de mejorar el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción mediante el refuerzo del acero por medio del refuerzo de la solución sólida. Si el contenido de Si es 0,5% o menos, es difícil a veces conseguir el efecto proporcionado mediante las funciones descritas anteriormente. Por lo tanto, se establece que la cantidad de Si sea mayor que 0,5%. Preferiblemente la cantidad de Si es 0,8% o más, y más preferiblemente es 1% o más. Por otra parte, si el contenido de Si supera el 1,8%, existe un caso en donde el exceso de austenita permanece y la susceptibilidad a la fisuración por impacto se vuelve significativamente alta. Por lo tanto, el contenido de Si se establece en 1,8% o menos. Preferiblemente el contenido de Si es 1,5% o menos, y más preferiblemente es 1,3% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso en donde el contenido de Si es 1,8%.

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

El Al tiene la función de suprimir la generación de inclusiones en el acero por medio de la desoxidación, y prevenir la formación de grietas por impacto. Si el contenido de Al es menos de 0,01%, es difícil conseguir el efecto proporcionado mediante la función descrita anteriormente. Por lo tanto, el contenido de Al se establece en 0,01% o más. Por otra parte, si el contenido de Al supera el 0,5%, el óxido y el nitruro se vuelven gruesos, lo que facilita la formación de grietas por impacto en lugar de evitar la formación de grietas por impacto. Por lo tanto, el contenido de Al se establece en 0,5% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso en 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%.

El N tiene la función de suprimir el crecimiento de los granos de austenita y ferrita mediante la generación de nitruro, y de suprimir las grietas por impacto mediante el refinado de la estructura. Si el contenido de N es menos de 0,001%, es difícil conseguir el efecto proporcionado mediante la función descrita anteriormente. Por lo tanto, el contenido de N se establece en 0,001% o más. Por otra parte, si el contenido de N supera el 0,015%, el nitruro se vuelve grueso, lo que facilita la formación de grietas por impacto en lugar de suprimir la formación de grietas por impacto. Por lo tanto, el contenido de N se establece en 0,015% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso en donde el contenido de N es 0,001% y un caso en donde el contenido de N es 0,015%.

(6) Uno o ambos de V y Ti: 0,01% a 0,3% en total.

El V y el Ti tienen la función de generar carburos en el acero, tales como el VC y el TiC, suprimiendo el crecimiento de granos cristalinos gruesos por medio del efecto de fijación en relación con el crecimiento de los granos de ferrita, y suprimiendo la formación de grietas por impacto. Asimismo, el V y el Ti tienen la función de mejorar el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción mediante el refuerzo del acero por medio del refuerzo por precipitación realizado por el VC y el TiC. Por lo tanto, uno o ambos del V y el Ti están contenidos. Si el contenido total de V y Ti, (también referido en lo sucesivo como "contenido (V + Ti)"), es menos de 0,01%, es difícil conseguir el efecto proporcionado mediante las funciones descritas anteriormente. Por lo tanto, el contenido (V + Ti) se establece en 0,01% o más. Por otra parte, si el contenido (V + Ti) supera el 0,3%, se genera VC o TiC en exceso, lo que aumenta la susceptibilidad a la fisuración por impacto en lugar de disminuir la susceptibilidad a la fisuración por impacto. Por lo tanto, el contenido (V + Ti) se establece en 0,3% o menos. La presente invención incluye un caso en donde el contenido total de V y Ti es 0,01%, y un caso en donde el contenido total es 0,3%. Se pueden emplear cualquiera de los casos en donde solamente esté contenido el V en una cantidad de 0,01% a 0,3%, el caso en donde solamente esté contenido el Ti en una cantidad de 0,01% a 0,3%, y el caso en donde ambos, el V y el Ti, estén contenidos en una cantidad de 0,01% a 0,3% en total.

Asimismo, también es posible que estén contenidos uno o ambos del Cr y el Mo como elementos contenidos opcionalmente.

(7) Cr: 0% a 0,25%.

El Cr es un elemento que está contenido opcionalmente, y tiene la función de aumentar la templabilidad y facilitar la

5 generación de bainita y martensita, y la función de mejorar el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción mediante el refuerzo del acero por medio del refuerzo de la solución sólida. Con el fin de conseguir estas funciones de una forma más fiable, preferiblemente el contenido de Cr es 0,05% o más. Sin embargo, si el contenido de Cr supera el 0,25%, se genera la fase de martensita en exceso, lo que aumenta la susceptibilidad a la fisuración por impacto. Por lo tanto, el contenido de Cr se establece en 0,25% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso en donde el contenido de Cr es 0,25%.

(8) Mo: 0% a 0,35%.

10 De manera similar al Cr, el Mo es un elemento que está contenido opcionalmente y tiene la función de aumentar la templabilidad para facilitar la generación de bainita y martensita, y la función de mejorar el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción mediante el refuerzo del acero por medio del refuerzo de la solución sólida. Con el fin de conseguir estas funciones de una forma más fiable, preferiblemente el contenido de Mo es 0,1% o más. Sin embargo, si el contenido de Mo supera el 0,35%, la fase martensita se genera en exceso, lo que aumenta la susceptibilidad a la fisuración por impacto. Por lo tanto, cuando el Mo está contenido, el contenido de Mo se establece en 0,35% o menos. Obsérvese que la presente invención incluye un caso en donde el contenido de Mo es 0,35%.

15 El material de acero de la presente invención contiene los elementos esenciales descritos anteriormente, asimismo contiene los elementos contenidos opcionalmente de acuerdo con las necesidades, y contiene un resto compuesto por Fe e impurezas. Como impurezas, pueden servir de ejemplo las contenidas en la materia prima del mineral, la chatarra y similares, y las contenidas en la etapa de fabricación. Sin embargo, es permisible que los demás componentes estén contenidos en 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 el P y el S estén contenidos en el acero como impurezas, deseablemente el P y el S están limitados de la siguiente manera.

P: 0,02% o menos.

25 El P hace que el contorno del grano sea frágil, y deteriora la trabajabilidad en caliente. Por lo tanto, el límite superior del contenido de P se establece en 0,02% o menos. Es deseable que el contenido de P sea lo más pequeño posible, pero, en base a la presunción de que se realice una desfosforización en el intervalo de las etapas de fabricación y de los costes de fabricación reales, el límite superior del contenido de P es 0,02%. Deseablemente el límite superior es 0,015% o menos.

S: 0,005% o menos.

30 El S hace que el contorno del grano sea frágil, y deteriora la trabajabilidad en caliente y la ductilidad. Por lo tanto, el límite superior del contenido de P se establece en 0,005% o menos. Es deseable que el contenido de S sea lo más pequeño posible, pero, en base a la presunción de que se realice una desulfuración en el intervalo de las etapas de fabricación y de los costes de fabricación reales, el límite superior del contenido de S es 0,005%. Deseablemente el límite superior es 0,002% o menos.

35 2. Estructura del acero.

40 La estructura del acero relacionada con la presente invención contiene una bainita con un tamaño de bloque fino como fase principal y, asimismo, mejora el esfuerzo de fluencia plástica con el uso de precipitados finos, con el fin de realizar el aumento tanto del esfuerzo de fluencia efectivo, mediante la obtención de un límite de elasticidad alto y un coeficiente de endurecimiento por acritud alto en la zona de baja deformación, como de la resistencia a la fisuración por impacto.

(1) Relación de área de la bainita: 80% o más.

45 Si la relación de área de la bainita que constituye la fase principal es menos de 80%, resulta difícil garantizar un límite de elasticidad alto. Por lo tanto, la relación de área de la bainita que constituye la fase principal se establece en 80% o más. Preferiblemente la relación de área de la bainita es 85% o más, y más preferiblemente es mayor que 90%.

(2) Tamaño de bloque promedio de la bainita: menos de 2,0 μm .

La ductilidad se puede aumentar refinando la bainita que constituye la fase principal. Si el tamaño de bloque promedio de la bainita es 2,0 μm o más, es difícil mejorar la ductilidad. Por lo tanto, el tamaño de bloque promedio de la bainita se establece en menos de 2,0 μm . Preferiblemente este tamaño de bloque es de 1,5 μm o menos.

50 (3) Una, dos o más seleccionadas del grupo que consiste en ferrita, martensita y austenita están contenidas en una cantidad de 5% o más en total, y el diámetro promedio de grano de toda la ferrita, martensita y bainita descritas anteriormente es menos de 1,0 μm .

Si se establece que en el material de acero que contiene bainita como fase principal, la segunda fase del mismo contenga una dos o más seleccionadas del grupo que consiste en ferrita, martensita y austenita, y estos elementos

se refinan, se puede mejorar aún más la ductilidad local. Si la relación de área total de ferrita, martensita y austenita es menos de 5%, o si el diámetro promedio de grano de toda la ferrita, martensita y austenita es 1,0 μm o más, es difícil mejorar aún más la ductilidad local. Por lo tanto, se establece que una, dos o más seleccionadas del grupo que consiste en ferrita, martensita y austenita estén contenidas en una cantidad de 5% o más en total, y el diámetro promedio de grano de toda la ferrita, martensita y austenita descritas anteriormente sea menos de 1,0 μm .

Obsérvese que si la segunda fase contiene ferrita se puede mejorar la tenacidad a la fractura, si la segunda fase contiene austenita se puede mejorar el alargamiento uniforme, y si la segunda fase contiene martensita se puede aumentar la resistencia. Existe un caso en donde, aparte de la ferrita, la martensita y la austenita, la segunda fase contiene inevitablemente cementita y perlita, además de la bainita que constituye la fase principal, y se permite contener una estructura inevitable tal si la estructura es 5% en área o menos.

(4) Nanodureza media de la bainita: no menos de 4,0 GPa ni más de 5,0 GPa.

Si la nanodureza media de la bainita es menos de 4,0 GPa, resulta difícil garantizar una resistencia a la tracción de 980 MPa o más en el material de acero en el que la relación de área de la bainita sea 80% o más. Por lo tanto, la nanodureza media de la bainita se establece en 4,0 GPa o más. Por otra parte, si la nanodureza media de la bainita supera los 5,0 GPa, resulta difícil suprimir la aparición de grietas cuando se aplica una carga de impacto. Por lo tanto, la nanodureza media de la bainita se establece en 5,0 GPa o menos.

Aquí, la nanodureza es el valor obtenido al medir la nanodureza en un bloque de bainita mediante el uso de una nanoindentación. En la presente invención se usa un indentador de esquina cúbica, y se adopta la nanodureza obtenida bajo una carga de indentación de 500 μN .

(5) Espaciado promedio de granos de los carburos del tipo MX que tienen cada uno un diámetro de círculo equivalente de 10 a 50 nm: 300 nm o menos.

En el material de acero que contiene bainita como fase principal, el lugar de precipitación de la segunda fase es el contorno del grano de austenita preliminar y, con el fin de refinar la segunda fase, es necesario refinar los granos de austenita. A consecuencia de estudiar varios métodos para refinar los granos de austenita, se puso en claro que, mediante el empleo de unas condiciones de laminación en caliente y unas condiciones de tratamiento térmico adecuadas para obtener el efecto de fijación proporcionado por los carburos del tipo MX, se puede suprimir en gran medida el crecimiento de granos cristalinos gruesos, como se describe más adelante.

El carburo del tipo MX es un carburo que tiene una estructura cristalina del tipo NaCl, y está formado por V y/o Ti y C. El tamaño del carburo del tipo MX que presenta el efecto de fijación es: 10 a 50 nm de diámetro de círculo equivalente. Si el tamaño del carburo del tipo MX es menos de 10 nm de diámetro de círculo equivalente, no se puede esperar el efecto de fijación en relación con la migración en el contorno del grano. Por lo tanto, se trata de que el refinado de la estructura sea realizable haciendo que haya carburos del tipo MX que tengan cada uno un diámetro de círculo equivalente de 10 a 50 nm, pero si el espaciado promedio de granos entre los carburos supera los 300 nm, es difícil conseguir un efecto de fijación suficiente. Por lo tanto, se establece que haya carburos del tipo MX que tengan cada uno un diámetro de círculo equivalente de 10 a 50 nm con un espaciado promedio de granos de 300 nm o menos entre ellos.

Preferiblemente la densidad de los carburos del tipo MX que tienen cada uno un diámetro de círculo equivalente de 10 a 50 nm es lo más alta posible, de modo que no se especifica en particular ningún límite inferior del espaciado promedio entre los carburos, pero, en términos reales, el límite inferior es de 50 nm o más.

Un tamaño excesivamente grueso puede ejercer un efecto adverso sobre la ductilidad en lugar de mejorar la ductilidad, de modo que el límite superior del tamaño de los carburos MX (diámetro de círculo equivalente) se establece en 50 nm.

3. Propiedades

El material de acero de acuerdo con la presente invención tiene la característica particular de que el esfuerzo de fluencia efectivo es alto, la energía de absorción al impacto es alta y, al mismo tiempo, se suprime la aparición de grietas al aplicar una carga de impacto. Esta característica se demuestra en base a un alto esfuerzo de fluencia del 5%, una alta carga promedio de deformación por aplastamiento y una alta relación de pandeo estable en el ensayo de pandeo, como se indica en los ejemplos descritos más adelante. Preferiblemente el esfuerzo de fluencia del 5% es 700 MPa o más.

Como otras propiedades mecánicas se pueden citar las propiedades en las que la resistencia sea alta y la ductilidad y la capacidad de expansión de los orificios sean excelentes, de modo que la resistencia a la tracción sea de 982 MPa o más, el alargamiento uniforme (alargamiento total) sea 7% o más, y la relación de expansión de los orificios sea 120% o más según se mide mediante el método de medición basado en la norma de la Federación del Hierro y el Acero de Japón JFST 1001-1996.

4. Método de fabricación.

El material de acero de la presente invención se puede obtener, por ejemplo, por medio de los métodos de fabricación (1) a (3) siguientes.

Método de fabricación (1): material laminado en caliente (sin la realización de un tratamiento térmico).

5 Con el fin de obtener el material de acero de la presente invención en forma de un laminado en caliente es preferible precipitar adecuadamente el VC y el TiC, en una etapa de laminación en caliente, para suprimir el crecimiento de granos cristalinos gruesos con la utilización del efecto de fijación proporcionado por el VC y el TiC, y optimizar la estructura multifásica mediante el control del historial térmico.

10 En primer lugar, un planchón que tiene la composición química descrita anteriormente se pone a una temperatura de 1.200°C o más y se somete a una laminación de múltiples pasadas con una relación de reducción total de 50% o más, y la laminación se completa en la zona de temperatura de no menos de 800°C ni más de 950°C. En un período de tiempo de 0,4 segundos después de la terminación de la laminación, el producto resultante se enfría a una velocidad de enfriamiento de 600°C/segundo o más, hasta la zona de temperatura de 500°C o menos, y se bobina en la zona de temperatura de no menos de 300°C ni más de 500°C, para producir de ese modo una chapa de acero laminada en caliente.

15 Por medio de la laminación en caliente y el enfriamiento descritos anteriormente, es posible obtener una estructura de acero en forma de un laminado en caliente que tiene carburos del tipo MX dispersados en ella y que está formada principalmente por una estructura de bainita con un tamaño de bloque fino.

20 Cuando no se satisfacen las condiciones de laminación en caliente descritas anteriormente, existe un caso en donde no se puede obtener la estructura de acero pretendida y la ductilidad y la resistencia se reducen, ya que la austenita se vuelve gruesa y, además, la densidad de los precipitados de carburo del tipo MX disminuye. Asimismo, cuando no se satisfacen las condiciones de enfriamiento descritas anteriormente, existe un caso en donde la generación de ferrita en la etapa de enfriamiento se vuelve excesiva y, asimismo, el tamaño de bloque de la bainita se vuelve demasiado grande, lo que da lugar a que no se puedan conseguir las propiedades ante impactos deseadas.

25 En este método de fabricación (1), después de que la laminación en caliente se completa prácticamente, se lleva a cabo un enfriamiento rápido a una velocidad de enfriamiento de 600°C/segundo o más, hasta una temperatura de 500°C o menos, en un período de tiempo de 0,4 segundos. La terminación práctica de la laminación en caliente supone una pasada en la que se lleva a cabo finalmente la laminación práctica, en una laminación de una pluralidad de pasadas llevadas a cabo en el laminador de acabado de la laminación en caliente. Por ejemplo, en el caso en donde la reducción final práctica se lleva a cabo en una pasada en el lado de aguas arriba del laminador de acabado, y la laminación práctica no se lleva a cabo en una pasada en el lado de aguas abajo del laminador de acabado, el enfriamiento rápido se lleva a cabo hasta la zona de temperatura de 500°C o menos, en un período de tiempo de 0,4 segundos después de que se completa la laminación en la pasada del lado de aguas arriba. Asimismo, por ejemplo, en el caso en donde la laminación práctica se lleva a cabo hasta que se alcanza la pasada en el lado de aguas abajo del laminador de acabado, el enfriamiento rápido se lleva a cabo en la zona de temperatura de 500°C o menos, en un período de tiempo de 0,4 segundos después de que se completa la laminación en la pasada del lado de aguas abajo. Obsérvese que el enfriamiento rápido se lleva a cabo básicamente mediante una boquilla de enfriamiento dispuesta en una mesa recibidora, pero también es posible que se lleve a cabo mediante una boquilla de enfriamiento entre posiciones dispuesta entre las respectivas pasadas del laminador de acabado.

35 La velocidad de enfriamiento descrita anteriormente (600°C/segundo o más) se establece en función de la temperatura de la superficie de la muestra (temperatura superficial de la chapa de acero) que es medida mediante un registrador de temperatura. Se estima que la velocidad de enfriamiento (velocidad promedio de enfriamiento) de toda la chapa de acero es de aproximadamente 200°C/segundo o más a consecuencia de la transformación de la velocidad de enfriamiento (600°C/segundo o más) en base a la temperatura superficial.

40 Método de fabricación (2): Material laminado en caliente y tratado térmicamente.

45 Con el fin de obtener el material de acero de la presente invención mediante la realización de un tratamiento térmico después de la laminación en caliente, es preferible que el VC y el TiC precipiten adecuadamente en la etapa de laminación en caliente y en el proceso de elevación de la temperatura de la etapa de tratamiento térmico, el crecimiento de los granos cristalinos gruesos se suprime mediante el efecto de fijación proporcionado por el VC y el TiC, y durante el tratamiento térmico se realiza la optimización de la estructura multifásica.

55 En primer lugar, un planchón que tiene la composición química descrita anteriormente se pone a una temperatura de 1.200°C o más y se somete a una laminación de múltiples pasadas con una relación de reducción total de 50% o más, y la laminación se completa en la zona de temperatura de no menos de 800°C ni más de 950°C. En un período de tiempo de 0,4 segundos después de la terminación de la laminación, el producto resultante se enfría a una velocidad de enfriamiento de 600°C/segundo o más, hasta la zona de temperatura de 700°C o menos (este enfriamiento también se refiere como enfriamiento primario) y, luego, se enfría hasta la zona de temperatura de

500°C o menos, a una velocidad de enfriamiento de menos de 100°C/segundo (este enfriamiento también se refiere como enfriamiento secundario) y, después de eso, el producto resultante se bobina en la zona de temperatura de no menos de 300°C ni más de 500°C, para producir de ese modo una chapa de acero laminada en caliente.

5 Mediante esta etapa de laminación en caliente, se obtiene una chapa de acero laminada en caliente en la que precipitan los carburos del tipo MX con una densidad alta en el contorno de los granos de ferrita. Por otra parte, cuando no se satisfacen las condiciones de laminación en caliente descritas anteriormente, resulta difícil obtener el material de acero de la presente invención ya que el diámetro promedio de grano de los carburos del tipo MX se vuelve demasiado pequeño y se reduce el efecto de fijación en relación con el crecimiento de los granos, y la distancia intergranular media de los carburos del tipo MX se vuelve demasiado grande, lo que no contribuye al refinado de los granos cristalinos.

10 En este método de fabricación (2), después de que la laminación en caliente se completa prácticamente, se lleva a cabo un enfriamiento rápido a una velocidad de enfriamiento de 600°C/segundo o más, hasta una temperatura de 700°C o menos, en un período de tiempo de 0,4 segundos. De manera similar al método de fabricación (1) descrito anteriormente, también en el método de fabricación (2) la terminación práctica de la laminación en caliente supone una pasada en la que se lleva a cabo finalmente la laminación práctica en una laminación de una pluralidad de pasadas llevadas a cabo en el laminador de acabado de la laminación en caliente. El enfriamiento rápido se lleva a cabo básicamente mediante una boquilla de enfriamiento dispuesta en una mesa recibidora, pero también es posible que se lleve a cabo mediante una boquilla de enfriamiento entre posiciones dispuesta entre las respectivas pasadas del laminador de acabado.

20 La velocidad de enfriamiento descrita anteriormente (600°C/segundo o más) se establece en base a la temperatura de la superficie de la muestra (temperatura superficial de la chapa de acero) que es medida mediante un registrador de temperatura. Se estima que la velocidad de enfriamiento (velocidad promedio de enfriamiento) de toda la chapa de acero es de aproximadamente 200°C/segundo o más a consecuencia de la transformación de la velocidad de enfriamiento (600°C/segundo o más) en base a la temperatura superficial.

25 En este método de fabricación (2), seguidamente, la temperatura de la chapa de acero laminada en caliente, obtenida mediante la etapa de laminación en caliente descrita anteriormente, se eleva hasta la zona de temperatura de no menos de 850°C ni más de 920°C a una velocidad promedio de elevación de la temperatura de no menos de 2°C/segundo ni más de 50°C/segundo, y la chapa de acero se mantiene en esa zona de temperatura durante un período de tiempo de no menos de 100 segundos ni más de 300 segundos (recocido en la FIG. 1). Posteriormente, se realiza un tratamiento térmico en el que el producto resultante se enfría hasta la zona de temperatura de no menos de 270°C ni más de 390°C, a una velocidad promedio de enfriamiento de no menos de 10°C/segundo ni más de 50°C/segundo, y se mantiene en esa zona de temperatura durante un período de tiempo de no menos de 10 segundos ni más de 300 segundos (templado en la FIG. 1).

35 Si la velocidad promedio de elevación de la temperatura descrita anteriormente es menos de 2°C/segundo, durante la elevación de la temperatura se produce un crecimiento del grano de ferrita, lo que da lugar a que los granos cristalinos se vuelvan gruesos. Aunque preferiblemente la velocidad promedio de elevación de la temperatura descrita anteriormente es lo más alta posible, en términos reales es de 50°C/segundo o menos. Si la temperatura que es mantenida después de la elevación de la temperatura descrita anteriormente es menos de 850°C o el tiempo de retención es menos de 100 segundos, el austenitizado requerido para el templado resulta insuficiente, lo que da lugar a que resulte difícil obtener la estructura multifásica pretendida. Por otra parte, si la temperatura que es mantenida después de la elevación de la temperatura descrita anteriormente supera los 920°C o el tiempo de retención supera los 300 segundos, la austenita se vuelve gruesa, lo que da lugar a que resulte difícil obtener la estructura multifásica pretendida.

45 Después de la elevación de la temperatura descrita anteriormente, con el fin de obtener una estructura formada principalmente por bainita, es necesario realizar un templado a la temperatura de transformación de la bainita, o a una temperatura menor, al tiempo que se suprime la transformación de la ferrita. Si la velocidad promedio de enfriamiento descrita anteriormente es menos de 10°C/segundo, la cantidad de ferrita se vuelve excesiva y es difícil obtener una resistencia suficiente. Aunque preferiblemente la velocidad promedio de enfriamiento descrita anteriormente es lo más alta posible, en términos reales es de 50°C/segundo o menos. Asimismo, si la temperatura de parada del enfriamiento descrito anteriormente es menos de 270°C, la relación de área de la martensita se vuelve demasiado grande, lo que da lugar a que disminuya la ductilidad local. Por otra parte, si la temperatura de parada del enfriamiento descrito anteriormente supera los 390°C, el tamaño promedio del bloque de bainita se vuelve grueso, lo que da lugar a que la resistencia y la ductilidad disminuyan. Asimismo, si el tiempo de retención en la zona de temperatura de no menos de 270°C ni más de 390°C es menos de 10 segundos, la acción de facilitar la transformación de la bainita se vuelve a veces insuficiente. Por otra parte, si el tiempo de retención en la zona de temperatura de no menos de 270°C ni más de 390°C supera los 300 segundos, la productividad se ve significativamente obstaculizada.

60 También es posible ajustar la dureza de la bainita llevando a cabo, después del templado descrito anteriormente, un tratamiento de revenido de acuerdo con las necesidades en el que el mantenimiento de la temperatura se realiza en la zona de temperatura de no menos de 400°C ni más de 550°C, durante un período de tiempo de no menos de

10 segundos ni más de 650 segundos (revenido 1 y revenido 2 en la FIG. 1). Obsérvese que el revenido se puede realizar en una etapa, o también se puede realizar en una pluralidad de etapas por separado. La FIG. 1 representa un ejemplo en el que el revenido se realiza en dos etapas por separado.

5 Aquí, si la temperatura del revenido es menos de 400°C o el tiempo del revenido es menos de 10 segundos, no es posible conseguir suficientemente el efecto proporcionado mediante el revenido. Por otra parte, si la temperatura del revenido supera los 550°C o el tiempo del revenido supera los 650 segundos, existe un caso en donde la resistencia pretendida no se puede obtener debido a la disminución de la resistencia. El revenido se puede realizar por medio de un calentamiento en dos etapas o más en la zona de temperatura descrita anteriormente. En ese caso, es preferible que la temperatura de calentamiento en la primera etapa sea menor que la temperatura de calentamiento en la segunda etapa.

Método de fabricación (3): Material laminado en frío y tratado térmicamente.

15 Con el fin de obtener el material de acero de la presente invención mediante la realización de un tratamiento térmico después de la laminación en caliente y la laminación en frío, es preferible que el VC y el TiC precipiten adecuadamente en la etapa de laminación en caliente y en el proceso de elevación de la temperatura en la etapa de tratamiento térmico, el crecimiento de los granos cristalinos gruesos se suprime mediante el efecto de fijación proporcionado por el VC y el TiC, y durante el tratamiento térmico se realiza la optimización de la estructura multifásica, de manera similar al método de fabricación (2). Con el fin de conseguir lo anterior, es preferible realizar la fabricación por medio de un método de fabricación que incluya las siguientes etapas.

20 En primer lugar, un planchón que tiene la composición química descrita anteriormente se pone a una temperatura de 1.200°C o más y se somete a una laminación de múltiples pasadas con una relación de reducción total de 50% o más, y la laminación se completa en la zona de temperatura de no menos de 800°C ni más de 950°C. En un período de tiempo de 0,4 segundos después de la terminación de la laminación, el producto resultante se enfría a una velocidad de enfriamiento de 600°C/segundo o más, hasta una temperatura de 700°C o menos (este enfriamiento también se refiere como enfriamiento primario) y, luego, se enfría hasta la zona de temperatura de 500°C o menos a una velocidad de enfriamiento de menos de 100°C/segundo (este enfriamiento también se refiere como enfriamiento secundario) y, después de eso, el producto resultante se bobina en la zona de temperatura de no menos de 300°C ni más de 500°C, para producir de ese modo una chapa de acero laminada en caliente.

30 Mediante esta etapa de laminación en caliente se obtiene una chapa de acero laminada en caliente en la que precipitan los carburos del tipo MX con una densidad alta en el contorno del grano de ferrita. Por otra parte, cuando no se satisfacen las condiciones de laminación en caliente descritas anteriormente, resulta difícil obtener el material de acero de la presente invención ya que el diámetro promedio de grano de los carburos del tipo MX se vuelve demasiado pequeño y se reduce el efecto de fijación en relación con el crecimiento de los granos, y la distancia intergranular media de los carburos del tipo MX se vuelve demasiado grande, lo que no contribuye al refinado de los granos cristalinos.

35 En este método de fabricación (3), después de que la laminación en caliente se completa prácticamente, se lleva a cabo un enfriamiento rápido a una velocidad de enfriamiento de 600°C/segundo o más, hasta una temperatura de 700°C o menos, en un período de tiempo de 0,4 segundos. De manera similar a los métodos de fabricación (1) y (2) descritos anteriormente, también en el método de fabricación (3) la terminación práctica de la laminación en caliente supone una pasada en la que se lleva a cabo finalmente la laminación práctica, en una laminación de una pluralidad de pasadas llevadas a cabo en el laminador de acabado de la laminación en caliente. El enfriamiento rápido se lleva a cabo básicamente mediante una boquilla de enfriamiento dispuesta en una mesa recibidora, pero también es posible que se lleve a cabo mediante una boquilla de enfriamiento entre posiciones dispuesta entre las respectivas pasadas del laminador de acabado.

45 La velocidad de enfriamiento descrita anteriormente (600°C/segundo o más) se establece en base a la temperatura de la superficie de la muestra (temperatura superficial de la chapa de acero) que es medida mediante un registrador de temperatura. Se estima que la velocidad de enfriamiento (velocidad promedio de enfriamiento) de toda la chapa de acero es aproximadamente 200°C/segundo o más a consecuencia de la transformación de la velocidad de enfriamiento (600°C/segundo o más) en base a la temperatura superficial.

50 En este método de fabricación (3), seguidamente, se lleva a cabo una laminación en frío con una relación de reducción de no menos de 30% ni más de 70% para producir una chapa de acero laminada en frío.

55 A continuación, se eleva la temperatura de la chapa de acero laminada en frío, obtenida mediante la etapa de laminación en frío descrita anteriormente, hasta la zona de temperatura de no menos de 850°C ni más de 920°C, a una velocidad promedio de elevación de la temperatura de no menos de 2°C/segundo ni más de 50°C/segundo, y la chapa de acero se mantiene en esa zona de temperatura durante un período de tiempo de no menos de 100 segundos ni más de 300 segundos (recocido en la FIG. 1). Posteriormente, se realiza un tratamiento térmico en el que el producto resultante se enfría hasta la zona de temperatura de no menos de 270°C ni más de 390°C, a una velocidad promedio de enfriamiento de no menos de 10°C/segundo ni más de 50°C/segundo, y se mantiene en esa zona de temperatura durante un período de tiempo de no menos de 10 segundos ni más de 300 segundos

(templado en la FIG. 1).

Si la velocidad promedio de elevación de la temperatura descrita anteriormente es menos de 2°C/segundo, el crecimiento del grano de ferrita se produce durante la elevación de la temperatura, lo que da lugar a que los granos cristalinos se vuelvan gruesos. Aunque preferiblemente la velocidad promedio de elevación de la temperatura descrita anteriormente es lo más alta posible, en términos reales es de 50°C/segundo o menos. Si la temperatura que es mantenida después de que la elevación de la temperatura descrita anteriormente es menos de 850°C o el tiempo de retención es menos de 100 segundos, el austenizado requerido para el templado resulta insuficiente, lo que da lugar a que resulte difícil obtener la estructura multifásica pretendida. Por otra parte, si la temperatura que es mantenida después de la elevación de la temperatura descrita anteriormente supera los 920°C o el tiempo de retención supera los 300 segundos, la austenita se vuelve gruesa, lo que da lugar a que resulte difícil obtener la estructura multifásica pretendida.

Después de la elevación de la temperatura descrita anteriormente, con el fin de obtener una estructura formada principalmente por bainita, es necesario realizar un templado a la temperatura de transformación de la bainita o a una temperatura menor, al tiempo que se suprime la transformación de la ferrita. Si la velocidad promedio de enfriamiento descrita anteriormente es menos de 10°C/segundo, la cantidad de ferrita se vuelve excesiva y es difícil obtener una resistencia suficiente. Aunque preferiblemente la velocidad promedio de enfriamiento descrita anteriormente es lo más alta posible, en términos reales es de 50°C/segundo o menos. Asimismo, si la temperatura de parada del enfriamiento descrito anteriormente es menos de 270°C, la relación de área de la martensita se vuelve demasiado grande, lo que da lugar a que disminuya la ductilidad local. Por otra parte, si la temperatura de parada del enfriamiento descrito anteriormente supera los 390°C, el tamaño promedio del bloque de bainita se vuelve grueso, lo que da lugar a que la resistencia y la ductilidad disminuyan. Asimismo, si el tiempo de retención en la zona de temperatura de no menos de 270°C ni más de 390°C es menor que 10 segundos, se vuelve a veces insuficiente la acción de facilitar la transformación de la bainita. Por otra parte, si el tiempo de retención en la zona de temperatura de no menos de 270°C ni más de 390°C supera los 300 segundos, la productividad se ve significativamente obstaculizada.

También es posible ajustar la dureza de la bainita llevando a cabo, después del templado descrito anteriormente, un tratamiento de revenido de acuerdo con las necesidades en el que el mantenimiento de la temperatura se realiza en la zona de temperatura de no menos de 400°C ni más de 550°C, durante un período de tiempo de no menos de 10 segundos ni más de 650 segundos, de manera similar al método de fabricación (2) descrito previamente. Aquí, si la temperatura del revenido es menos de 400°C o el tiempo del revenido es menos de 10 segundos, no es posible conseguir suficientemente el efecto proporcionado mediante el revenido. Por otra parte, si la temperatura del revenido supera los 550°C o el tiempo del revenido supera los 650 segundos, existe un caso en donde no se puede obtener la resistencia pretendida debido a la disminución de la resistencia. El revenido se puede realizar mediante un calentamiento en dos o más etapas en la zona de temperatura descrita anteriormente. En ese caso, es preferible que la temperatura de calentamiento en la primera etapa sea menor que la temperatura de calentamiento en la segunda etapa.

La chapa de acero laminada en caliente o la chapa de acero laminada en frío, fabricadas por medio de los métodos de fabricación (1) a (3) anteriores, se pueden usar tal como están como el material de acero de la presente invención, o también se puede emplear como el material de acero de la presente invención una chapa de acero, cortada de la chapa de acero laminada en caliente o de la chapa de acero laminada en frío, sobre la que, de acuerdo con las necesidades, se realizan los trabajos apropiados, tales como doblado y prensado. Asimismo, el material de acero de la presente invención también puede ser la chapa de acero tal como está, o la chapa de acero sobre la que después de ser trabajada se realiza un metalizado. El metalizado puede ser o bien por electrodeposición o bien por inmersión en caliente y, aunque no hay ninguna limitación en el tipo de metalizado, normalmente el tipo de metalizado es un metalizado con cinc o con aleaciones de cinc.

Ejemplos

Se llevó a cabo un experimento utilizando unos planchones (cada uno de ellos con un espesor de 35 mm, una anchura de 160 a 250 mm y una longitud de 70 a 140 mm) que tenían las composiciones químicas presentadas en la Tabla 1. En la Tabla 1, "-" significa que el elemento no está contenido positivamente. El subrayado indica que el valor está fuera del rango de la presente invención. El tipo de acero D es un ejemplo comparativo en el que el contenido total de V y Ti es menor que el valor límite inferior. El tipo de acero I es un ejemplo comparativo en el que el contenido de Mn supera el valor límite superior. El tipo de acero J es un ejemplo comparativo en el que el contenido de C supera el valor límite superior. En cada uno de los tipos de acero se produjeron al vacío 150 kg de acero fundido para ser colado, el producto resultante se calentó luego en un horno a una temperatura de 1.250°C, y se sometió a forjado en caliente a una temperatura de 950°C o más, para obtener de ese modo un planchón.

Tabla 1

Tipo de acero	Composición química (unidad: % en masa. Resto: 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	0,12	1,23	2,01	0,009	0,002	0,20	0,20	0,15	0,005	0,030	0,0025
C	0,12	1,25	2,01	0,009	0,002	0,15	–	0,05	0,005	0,032	0,0026
<u>D</u>	0,12	1,23	2,25	0,011	0,002	0,10	–	=	=	0,035	0,0045
E	0,12	1,48	2,02	0,013	0,003	0,10	–	0,25	0,005	0,033	0,0025
F	0,18	1,25	2,20	0,010	0,003	–	–	0,20	0,003	0,051	0,0031
G	0,15	1,30	2,02	0,012	0,002	0,10	–	0,25	–	0,035	0,0024
H	0,18	1,33	2,20	0,010	0,002	0,10	0,22	–	0,012	0,35	0,0025
<u>I</u>	0,15	1,52	<u>3,5</u>	0,012	0,002	0,15	–	0,20	0,004	0,035	0,0035
<u>J</u>	<u>0,22</u>	1,32	2,15	0,010	0,002	0,15	–	–	0,005	0,025	0,0032

El subrayado indica que el valor está fuera del rango de la presente invención.

- 5 Cada uno de los planchones descritos anteriormente se recalentó a 1.250°C en 1 hora y, después de eso, el producto resultante se sometió a una laminación en caliente en bruto en 4 pasadas utilizando una máquina de ensayo de laminación en caliente, el producto resultante se sometió adicionalmente a una laminación en caliente de acabado en 3 pasadas y, después de la terminación de la laminación, se llevó a cabo un enfriamiento primario y un enfriamiento secundario, para obtener de ese modo una chapa 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 efectuados
- 10 inmediatamente después de la terminación de la laminación, se llevaron a cabo mediante un enfriamiento con agua. El enfriamiento secundario se completó a la temperatura de bobinado presentada en la Tabla.

Tabla 2

Número de ensayo	Tipo de acero	Laminación en caliente			Enfriamiento primario			Enfriamiento secundario			Espesor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente (mm)
		Laminación en bruto	Laminación en caliente de acabado		Velocidad media de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de parada del enfriamiento (°C)	Período de tiempo desde la terminación de la laminación hasta el comienzo del enfriamiento (s)	Velocidad media de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de parada del enfriamiento (°C)	Temperatura del enfriamiento (°C)	
			Relación de reducción total (%)	Número de pasadas							
1	A	83	3	30-30-30	900	>1.000	450	0,1	-	450	1,6
2	A	83	3	30-30-30	900	>1.000	450	<u>1,2</u>	-	450	1,6
3	A	83	3	30-30-30	900	>1.000	650	0,1	17	415	3,2
4	A	83	3	30-30-30	900	>1.000	650	0,1	15	460	3,2
5	A	83	3	30-30-30	900	>1.000	650	<u>1,2</u>	10	450	3,2
6	B	83	3	30-30-30	900	>1.000	450	0,1	-	-	1,6
7	C	83	3	30-30-30	900	>1.000	650	0,1	17	417	3,2
8	<u>D</u>	83	3	30-30-30	900	>1.000	650	0,1	16	420	3,2
9	E	83	3	30-30-30	900	>1.000	650	0,1	17	420	3,2
10	E	83	3	30-30-30	900	>1.000	650	0,1	15	455	3,2
11	E	83	3	30-30-30	900	>1.000	650	0,1	16	460	3,2
12	E	83	3	30-30-30	900	>1.000	650	0,1	16	455	3,2
13	F	83	3	30-30-30	820	>1.000	650	0,1	19	430	1,6
14	G	83	3	30-30-30	820	>1.000	650	0,1	19	450	3,2
15	H	83	3	30-30-30	820	>1.000	650	0,1	19	410	1,6
16	I	83	3	30-30-30	900	>1.000	650	0,1	16	460	1,6
17	<u>J</u>	83	3	30-30-30	820	>1.000	650	0,1	19	410	1,6

El subrayado indica que el valor está fuera del rango de la presente invención.

5 Las chapas de acero de los ensayos número 1, 2, 6, 13 y 15 a 17 se establecieron como las chapas de acero laminadas en caliente, sin realizar una laminación en frío. En las otras chapas de acero de los ensayos número 3 a 5, 7 a 12 y 14, se realizó una laminación en frío. Como se puede apreciar a partir de la Tabla 2 y la Tabla 3, el espesor de chapa de cada una de las chapas de acero laminadas en caliente o de las chapas de acero laminadas en frío obtenidas fue de 1,6 mm. En las chapas de acero de los ensayos número 4, 5, 9 a 12 y 14, se realizó un tratamiento térmico utilizando un simulador de recocido continuo con el patrón térmico presentado en la FIG. 1 y bajo las condiciones presentadas en la Tabla 3. En los presentes ejemplos, el proceso que va desde la elevación de la temperatura hasta el mantenimiento de la temperatura, en el tratamiento térmico, se corresponde con el recocido, el enfriamiento después del recocido se corresponde con el templado y el tratamiento térmico que sigue a ello se corresponde con el revenido que es llevado a cabo con el propósito de realizar el ajuste de la dureza (ablandamiento). Como se puede apreciar a partir de la FIG. 1 y la Tabla 3, el tratamiento térmico de revenido en la zona de temperatura de no menos de 400°C ni más de 550°C se llevó a cabo en dos etapas. Obsérvese que, en las chapas de acero de los ensayos número 3, 7, 8 y 13, solamente se realizó un templado después del recocido, y no se realizó un revenido.

15

Tabla 3

Número de ensayo	Tipo de acero	Relación de reducción total en la laminación en frío	Condiciones del recocido continuo												
			Condiciones del recocido					Condiciones desde el templado hasta el revenido (1 a 2)							
			Velocidad de elevación de la temperatura (°C/s)	Temperatura del recocido (°C)	Tiempo del recocido (s)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Temperatura del templado (°C)	Tiempo del templado (s)	Temperatura del revenido (1) (°C)	Tiempo del revenido (1) (s)	Temperatura del revenido (2) (°C)	Tiempo del revenido (2) (s)			
1	A	Como laminado en caliente	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	A	Como laminado en caliente	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
3	A	50%	10	900	250	40	330	120	-	-	-	-	-	-	-
4	A	50%	10	900	250	40	330	120	460	60	540	14	14	14	14
5	A	50%	10	900	250	40	330	120	460	12	540	14	14	14	14
6	B	Como laminado en caliente	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
7	C	50%	10	920	250	35	310	120	-	-	-	-	-	-	-
8	D	50%	10	920	250	35	330	120	-	-	-	-	-	-	-
9	E	50%	10	900	250	40	330	120	460	12	540	14	14	14	14
10	E	50%	10	850	250	40	330	120	460	<u>700</u>	540	<u>14</u>	<u>14</u>	<u>14</u>	<u>14</u>
11	E	50%	10	850	120	40	<u>25</u>	<u>600</u>	460	120	520	350	350	350	350
12	E	50%	20	900	120	<u>5</u>	330	120	460	12	540	14	14	14	14
13	F	Como laminado en caliente	10	850	250	40	330	120	-	-	-	-	-	-	-
14	G	50%	10	900	250	40	330	120	460	12	520	14	14	14	14
15	H	Como laminado en caliente	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
16	I	Como laminado en caliente	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
17	J	Como laminado en caliente	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

El subrayado indica que el valor está fuera del rango de la presente invención.

En relación con las chapas de acero laminadas en caliente y las chapas de acero laminadas en frío obtenidas como se indicó anteriormente, se llevó a cabo el siguiente examen.

5 En primer lugar, se recogió una probeta de ensayo de tracción según la norma JIS N° 5 a partir de una chapa de acero de ensayo en la dirección perpendicular a la dirección de laminación, y se sometió a un ensayo de tracción, determinando de ese modo el esfuerzo de fluencia del 5%, la resistencia a la tracción máxima (TS) y el alargamiento uniforme (u-EI). El esfuerzo de fluencia del 5% indica el 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.

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

15 El análisis EBSD se llevó a cabo en la posición de 1/4 de profundidad del espesor de la chapa de una sección transversal paralela a la dirección de laminación de la chapa de acero, en el cual se determinó el diámetro promedio de grano de la fase principal y de la segunda fase, y se creó el mapa de desorientación de la superficie de los contornos de los granos. En relación con el tamaño de bloque de la bainita, se asumió que un bloque de bainita era la unidad de estructura que está rodeada por una interfase en donde la desorientación era de 15° o más, y se determinó el tamaño promedio del bloque promediando los diámetros de círculo equivalente de los bloques de bainita.

20 La nanodureza de la bainita se determinó mediante el método de nanoindentación. Se pulió con un papel de esmeril la sección de una probeta de ensayo recogida en la dirección paralela a la dirección de laminación en una posición de 1/4 de profundidad del espesor de chapa, el producto resultante se sometió a un pulido mecanoquímico utilizando sílice coloidal y, luego, se sometió adicionalmente a un pulido electrolítico para eliminar la capa de trabajo, y luego el producto resultante se sometió a ensayo. La nanoindentación se llevó a cabo utilizando un indentador de esquina cúbica bajo una carga de indentación de 500 μ N. La magnitud de la indentación en ese momento era de un diámetro de 0,5 μ m o menos. La dureza de la bainita de cada muestra se midió en 20 puntos seleccionados al azar, y se determinó la nanodureza media de cada muestra.

25 En la segunda fase, se discriminó la fase de austenita en base al análisis del sistema cristalino utilizando el EBSD. Asimismo, la fase de ferrita proeutectoide y la fase de martensita se separaron en base a la dureza medida mediante una nanoindentación. Específicamente, la fase con una nanodureza de menos de 4 GPa se estableció como la fase de ferrita pro-eutectoide y, mientras tanto, se estableció como la fase de martensita la fase con una nanodureza de 6 GPa o más, y en base a la imagen bidimensional obtenida mediante un microscopio de energía atómica instalado junto al dispositivo de nanoindentación, se determinó la relación de área total y el diámetro promedio de grano de la fase de ferrita, la fase de martensita y la fase de austenita.

30 El carburo del tipo MX se identificó mediante una observación TEM, utilizando una muestra de réplica de extracción, y a partir de la imagen bidimensional de una imagen TEM de campo brillante se calculó el espaciado promedio de granos de los carburos del tipo MX que tenían cada uno un diámetro promedio de grano de 10 a 50 nm.

35 Asimismo, se produjo un elemento tubular angular utilizando cada una de las chapas de acero descritas anteriormente, y se llevó a cabo un ensayo de deformación por aplastamiento axial a una velocidad de colisión en la dirección axial de 64 km/h, para evaluar de ese modo la absorbencia a la colisión. Se determinó que la forma de la sección transversal perpendicular a la dirección axial del elemento tubular angular fuera la un octágono equilátero, y la longitud en la dirección axial del elemento tubular angular se estableció en 200 mm. La evaluación se llevó a cabo bajo la condición en donde se estableció que cada elemento tuviera un espesor de chapa de 1,6 mm, y una longitud del lado del octágono equilátero descrito anteriormente de 25,6 mm (longitud de la parte recta a excepción de la parte curva de la parte de la esquina) (Wp). A partir de cada una de las chapas de acero se produjeron dos de tales elementos tubulares angulares y se sometieron a un ensayo de deformación por aplastamiento axial. La evaluación se llevó a cabo en base a la carga promedio cuando se produce el aplastamiento axial (valor promedio de dos episodios de ensayo) y a la relación de pandeo estable. La relación de pandeo estable se corresponde con la proporción del número de cuerpos de ensayo en los que no se produjo ninguna fisura en el ensayo de deformación por aplastamiento axial, en relación con el número total de cuerpos de ensayo. En general, la posibilidad de que se produzca una grieta durante el aplastamiento aumenta cuando aumenta la energía de absorción al impacto, lo que da lugar a que no se pueda aumentar la carga de deformación plástica, y existe un caso en donde la energía de absorción al impacto no se puede aumentar. Específicamente, con independencia de 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.

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

Tabla 4

Número de ensayo	Tipo de acero	Estructura del acero						Propiedades de tracción y expansión de los orificios				Propiedades de deformación por aplastamiento axial		Clasificación
		Relación de área de la bainita (%)	Tamaño medio de bloque de la bainita (µm)	Nanodureza de la bainita (GPa)	Relación de área total de ferrita, martensita y austenita (%)	Diámetro promedio de grano de ferrita, martensita y austenita (µm)	Espaciado promedio de granos de los carburos del tipo MX que tienen cada uno un diámetro de grano de 10 nm o más (nm)	Esfuerzo de fluencia al 5% (MPa)	Esfuerzo de tracción máximo (MPa)	Alargamiento uniforme (%)	Relación de expansión de los orificios (%)	Carga media de aplastamiento (kN/mm ²)	Relación de pandeo estable	
1	A	93	1,2	4,3	7	0,7	198	812	1.061	11,5	122	0,40	2/2	Ejemplo de la invención
2	A	92	<u>3,5</u>	<u>3,8</u>	8	<u>2,5</u>	<u>324</u>	450	1.065	13,2	89	0,32	1/2	Ejemplo comparativo
3	A	93	1,4	4,3	7	0,6	186	855	1.160	7,4	136	0,40	2/2	Ejemplo de la invención
4	A	92	1,3	4,2	8	0,5	196	888	1.062	9,8	145	0,40	2/2	Ejemplo de la invención
5	A	85	<u>2,8</u>	<u>3,8</u>	15	<u>3,7</u>	<u>333</u>	651	1.111	7,8	64	0,31	0/2	Ejemplo comparativo
6	B	91	1,1	4,6	9	0,7	223	745	1.032	9,8	136	0,39	2/2	Ejemplo de la invención
7	C	92	1,2	4,1	8	0,7	292	785	1.016	11,9	136	0,38	2/2	Ejemplo de la invención
8	<u>D</u>	<u>73</u>	<u>4,5</u>	<u>3,6</u>	27	<u>4,2</u>	-	523	1.045	12,8	88	0,39	0/2	Ejemplo comparativo
9	E	94	1,4	4,4	6	0,8	163	910	1.058	10,3	151	0,43	2/2	Ejemplo de la invención
10	E	<u>75</u>	<u>2,2</u>	<u>3,9</u>	25	0,6	165	915	999	10,5	155	0,38	1/2	Ejemplo comparativo
11	E	<u>0</u>	-	-	100	<u>5,6</u>	162	410	1.253	5,4	35	-	0/2	Ejemplo comparativo
12	E	<u><50</u>	<u>7,8</u>	<u>3,8</u>	55	<u>3,5</u>	175	435	875	11,5	45	-	0/2	Ejemplo comparativo
13	F	91	1,9	4,2	9	0,8	175	772	999	11,8	161	0,39	2/2	Ejemplo de la invención
14	G	92	1,3	4,5	8	0,7	170	890	1.023	11,5	145	0,41	2/2	Ejemplo de la invención
15	H	93	1,6	4,7	7	0,9	165	915	1.067	11,3	135	0,43	2/2	Ejemplo de la invención
16	I	<u>0</u>	-	-	100	<u>3,6</u>	-	1.010	1.012	2,3	10	-	0/2	Ejemplo comparativo
17	J	<u>0</u>	-	-	100	<u>5,6</u>	-	1.125	1.130	0,5	-	-	0/2	Ejemplo comparativo

El subrayado indica que el valor está fuera del rango de la presente invención.

5 Como se puede apreciar a partir de la Tabla 4, en el material de acero relacionado con la presente invención, la carga media cuando se produce el aplastamiento axial es alta y vale $0,38 \text{ kN/mm}^2$ o más. Asimismo, se presenta una buena propiedad de deformación por aplastamiento axial de tal modo que la relación de pandeo estable es 2/2. Asimismo, se proporciona una alta resistencia ya que la resistencia a la tracción es de 980 MPa o más, tanto la relación de expansión de los orificios como el esfuerzo de fluencia del 5% son altos y valen 122% o más y 745 MPa o más, respectivamente, y también es suficientemente alto el valor de la ductilidad. Por lo tanto, el material de acero relacionado con la presente invención se usa adecuadamente como material de la caja de absorción de impactos descrita anteriormente, un elemento secundario, un montante central, un balancín y similares.

REIVINDICACIONES

1.- Un material de acero que consiste, en % en masa, en:

C: mayor que 0,05% a 0,18%;

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%;

uno o ambos de V y Ti: 0,01% a 0,3% en total;

Cr: 0% a 0,25%;

10 Mo: 0% a 0,35%;

P: 0,02% o menos;

S: 0,005% o menos; y

el resto: Fe e impurezas; y

15 80% o más de bainita en % en área, y 5% o más en total en % en área de una, dos o más seleccionadas del grupo que consiste en ferrita, martensita y austenita, en donde:

el tamaño de bloque promedio de la bainita es menos de 2,0 μm , y el diámetro promedio de grano de toda la ferrita, martensita y austenita es menos de 1,0 μm ;

la nanodureza media de la bainita es 4,0 GPa a 5,0 GPa; y

20 los carburos del tipo MX que tienen cada uno un diámetro de círculo equivalente de 10 a 50 nm tienen un espaciado promedio de granos de 300 nm o menos entre ellos.

2.- Un material de acero de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende uno o dos elementos seleccionados del grupo que consiste, en % en masa, en:

Cr: 0,05% a 0,25%, y

Mo: 0,1% a 0,35%.

FIG.1

