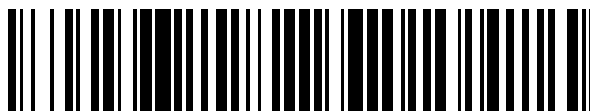


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 744 579**

51 Int. Cl.:

C22C 38/38 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **07.04.2011 PCT/JP2011/058816**

87 Fecha y número de publicación internacional: **03.11.2011 WO11135997**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **07.04.2011 E 11774781 (6)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **12.06.2019 EP 2565288**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases con una resistencia dinámica mejorada y un método para su fabricación**

30 Prioridad:
28.04.2010 WO PCT/JP2010/057588

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
25.02.2020

73 Titular/es:
NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo 100-8071, JP

72 Inventor/es:
TANAKA YASUAKI;
TOMIDA TOSHIRO y
KAWANO KAORI

74 Agente/Representante:
ISERN JARA, Jorge

ES 2 744 579 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases con una resistencia dinámica mejorada y un método para su fabricación.

5
Ámbito técnico

La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases con mayor fuerza dinámica y especialmente mayor fuerza dinámica con un grado de deformación de al menos 30 s⁻¹ hasta un máximo de 500 s⁻¹ (nombrado a continuación como dependencia de fuerza del grado de deformación en un intervalo de grado de deformación intermedia) y a un método para su fabricación.

10

Antecedentes de la técnica

15 En los últimos años, con el fin de proteger el medio ambiente, se ha exigido una disminución del peso de las carrocerías de los automóviles como una forma de reducir la cantidad de CO₂ que se desprende de los automóviles. No está permitido que la disminución de peso disminuya la resistencia exigida a las carrocerías de los automóviles. Por lo tanto, se está promoviendo el aumento de la resistencia de las chapas de acero para automóviles.

20 La sociedad exige cada vez mayor seguridad de los automóviles en caso de colisión. Por esta razón, las propiedades que se exigen de las chapas de acero para automóviles no son simplemente una alta resistencia; sino que también existe el deseo de mejorar la resistencia frente a impactos si se produce una colisión durante la conducción. Es decir, existe el deseo de una alta resistencia a la deformación cuando la deformación tiene lugar a una alta velocidad de deformación. Se está estudiando el desarrollo de chapas de acero que puedan satisfacer estas demandas.

25 En general, es sabido que las láminas de acero fabricadas de acero suave tienen una diferencia grande entre la tensión estática y la tensión dinámica (en la presente invención, a esto se le denomina diferencia estático-dinámica) y que la diferencia disminuye a medida que aumenta la fuerza de las láminas de acero. Un ejemplo de una chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases que tiene una gran diferencia estático-dinámica manteniendo al mismo tiempo una alta resistencia es una chapa de acero TRIP de baja aleación.

30

Como ejemplo específico de dicha chapa de acero, el documento de la patente 1 describe una chapa de acero de alta resistencia de tipo transformación inducida por deformación (chapa de acero TRIP) con propiedades de deformación dinámica mejoradas que se obtiene mediante el pretensado de una chapa de acero con una composición que comprende, en porcentaje de masa, 0,04 - 0,15 % C, uno o ambos de Si y Al en un total de 0,3 - 3,0 %, y un resto de Fe e impurezas inevitables y que tiene una estructura de varias fases que comprende una fase principal de ferrita y una segunda fase que incluye al menos el 3 por ciento del volumen de austenita. El pretensado se lleva a cabo mediante laminado y o laminado y enderezado a temperatura a través de un nivelador de tensión de tal manera que la cantidad de deformación plástica T producida por el pretensado satisfaga la siguiente ecuación (A). La chapa de acero antes del pretensado tiene tales propiedades que la relación V(10)/V(0), que es la relación entre la fracción de volumen V(10) de la fase austenítica después de la deformación con una deformación equivalente del 10 % y la fracción de volumen inicial V(0) de la fase austenítica, es de al menos 0,3. La chapa de acero se caracteriza por que la diferencia(σ_d- σ_s) entre la resistencia a la deformación cuasiestática σ_s cuando se deforma a un grado de deformación en el rango de 5 x 10⁻⁴ - 5 x 10⁻³ (s⁻¹) después del pretensado de acuerdo con la Ecuación (A) siguiente y la resistencia a la deformación dinámica σ_d cuando se deforma a un grado de deformación en el rango de 5 x 10² - 5 x 10³ (s⁻¹) después del pretensado es de al menos 60 MPa.

35

40

45

$$0,5\left\{\left(\frac{V(10)}{V(0)}\right)/C\right\}^{-3} + 15 \geq T \geq 0,5\left\{\left(\frac{V(10)}{V(0)}\right)/C\right\}^{-3} \dots (A)$$

50 Como ejemplo de una chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases con una segunda fase que es principalmente martensita, el documento de la patente número 2 describe una chapa de acero de alta resistencia con un mejor equilibrio de resistencia y ductilidad y una diferencia estático-dinámica de al menos 170 MPa. La chapa de acero está constituida por granos ferríticos finos en los cuales el diámetro medio del grano d_s de los granos nanocristalinos, con un diámetro máximo de 1,2 μm, y el diámetro medio del grano d_L de los granos microcristalinos superior a 1,2 μm, satisfacen d_L/d_s ≥ 3. En ese documento, la diferencia estático-dinámica se define como la diferencia entre la tensión de deformación estática obtenida a un grado de deformación de 0,01 s⁻¹ y la tensión de deformación dinámica obtenida al realizar un ensayo de tracción a un grado de deformación de 1000 s⁻¹. No obstante, el documento de la patente 2 no contiene ninguna revelación relativa a la tensión de deformación en un umbral de grado de deformación intermedio donde el grado de deformación es superior a 0,01 s⁻¹ e inferior a 1000 s⁻¹.

55

60

El documento de patente 3 describe una chapa de acero con una elevada relación estático-dinámica con una estructura de doble fase de martensita con un diámetro medio de grano de 3 μm como máximo y ferrita con un diámetro medio de grano de 5 μm como máximo. En dicho documento, la relación estático-dinámica se define como la relación entre el límite elástico estático obtenido a un grado de deformación de 10⁻³ s⁻¹ y el límite elástico dinámico obtenido a un

grado de deformación de 10^3 s^{-1} . No obstante, no hay ninguna revelación concerniente a la diferencia estático-dinámica en un rango en el cual el grado de deformación es superior a 0.01 s^{-1} e inferior a 1000 s^{-1} . Además, el límite elástico estático de la chapa de acero que se indica en el Documento de patente 3 es un valor bajo de $31,9 \text{ kgf/mm}^2 - 34,7 \text{ kgf/mm}^2$.

- 5 Documentos de la técnica anterior
- Documentos de patente
- 10 Documento de patente 1: JP 3958842 B
Documento de patente 2: JP 2006-161077 A
Documento de patente 3: JP 2004-84074 A
- 15 La EP1398390 (A1) revela que la siguiente composición (% en peso) se funde en lingotes opcionalmente planos: C: 0,05-2, Si < 0,9, P < 0,06, Mn 0,6-1,2, Al < 0,05 %, Cr 0,02-0,6, Nb hasta 0,08 %, Ti hasta 0,08 %, V hasta 0,08 %, Mo hasta 0,4 %, Cu hasta 1 %, Ni hasta 1 %, Fe restante e impurezas inevitables. El lingote se calienta a una temperatura de laminación en caliente de 750-950 °C. La chapa caliente se enfría a temperaturas normales, hasta 250 °C, a una velocidad de al menos 10 K/s, para enrollarla en rollos.
- 20 La patente estadounidense US2008131305 (A1) describe una chapa de acero de alta resistencia con una estructura metálica consistente en una fase de ferrita en la que se dispersa una segunda fase dura y que tiene una relación de área del 3 al 30 % de la segunda fase dura. En la fase de ferrita, la relación de área de los nanogranos cuyo tamaño de grano no supera $1,2 \mu\text{m}$ es del 15 a al 90 %, y dS como tamaño de grano medio de los nanogranos cuyo tamaño de grano no supera $1,2 \mu\text{m}$ y dL como tamaño de grano medio de los microgranos cuyo tamaño de grano supera $1,2 \mu\text{m}$ satisfacen una ecuación ($dL/dS > 3$).
- 25 μm satisfacen una ecuación ($dL/dS > 3$).
- Divulgación de la invención
- 30 Las láminas de acero de la técnica anterior, como las que se han descrito anteriormente, tienen los siguientes problemas.
- Es difícil que una chapa de acero laminada en caliente mediante varias fase de alta resistencia con ferrita como fase dominante y martensita como segunda fase satisfaga tanto las propiedades de conformabilidad como las de absorción de impactos.
- 35 Para utilizar como miembro de absorción de colisión para automóviles, existe una demanda de una mejora en la fuerza dinámica de en un umbral de índice de tensión de al menos 30 s^{-1} a un máximo de 500 s^{-1} , a saber, para aumentar la fuerza en un umbral de grado de deformación intermedio. Sin embargo, en la técnica anterior, la diferencia estático-dinámica o la proporción estático-dinámica se han evaluado comparando la tensión dinámica como el límite elástico dinámico o la resistencia dinámica a la tracción obtenida a una alto grado de deformación de al menos 500 s^{-1} con la tensión estática determinado por el límite elástico cuasiestático o la resistencia a la tracción. Esto se debe a que en el pasado no se ha propuesto ningún medio para aumentar la resistencia en un umbral de grado de deformación intermedio.
- 40 El objeto de la presente invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases con una fuerza dinámica mejorada y particularmente una fuerza dinámica mejorada en un umbral de grado de deformación intermedio y un método para su fabricación.
- 45 Los inventores de la misma han llevado a cabo varias investigaciones de métodos para aumentar la resistencia dinámica y, en particular, la resistencia en un umbral de grado de deformación intermedio de una chapa de acero de múltiples fases de alta resistencia. Como resultado, obtuvieron los siguientes conocimientos.
- 50 (1) Para aumentar la resistencia en un umbral de grado de deformación intermedio, es necesario aumentar tanto la resistencia estática como la diferencia estático-dinámica.
- 55 (2) La martensita dura es efectiva para aumentar la resistencia estática. No obstante, si se aumenta la fracción de área de la martensita dura, no se obtiene la diferencia estático-dinámica deseada.
- (3) Si la fracción de área de ferrita aumenta, la diferencia estático-dinámica aumenta. Sin embargo, a medida que aumenta la fracción de área de la ferrita, la resistencia estática disminuye, por lo que no se obtiene la resistencia dinámica deseada.
- 60 (4) Una de las formas de aumentar la resistencia estática de la ferrita es el fortalecimiento de la solución sólida. La ferrita formada a una temperatura relativamente alta permite que los elementos de aleación (tales como C, Si, Mn y Cr) se disuelvan en ella para formar una solución sólida, y es posible aumentar la resistencia estática de la propia ferrita.
- (5) La resistencia estática aumenta al refinar los granos.
- 65 (6) Entre las fases transformadas a baja temperatura, la ferrita bainítica y la bainita son eficaces para aumentar la resistencia dinámica y la diferencia estático-dinámica.

(7) La diferencia estático-dinámica aumenta todavía más al suprimir la formación de carburos en la ferrita bainítica o bainita.

(8) La formación de carburos contenidos en cada una de las ferritas y bainíticas y bainitas se suprime mediante la adición de pequeñas cantidades de Si y Cr.

5 (9) En un proceso de laminación en caliente, es posible refinar la ferrita controlando el tiempo entre pasadas en la laminación de acabado y optimizando las condiciones de enfriamiento después de la laminación final.

En base a los conocimientos anteriores, se constató que es posible obtener una chapa de acero con un aumento significativo de la resistencia estática y de la diferencia estático-dinámica aumentando la diferencia estático-dinámica debido a una mayor fracción de área de ferrita, aumentando al mismo tiempo la resistencia estática debido al refuerzo de la solución sólida de la ferrita y al refinamiento de los granos, y teniendo como segunda fase no solo martensita, que puede aumentar la resistencia estática, sino también bainita y/o ferrita bainítica, en las cuales se suprime la formación de carburo mediante el control de la composición química.

15 En una realización, la presente invención, la cual se ofrece en base a los conocimientos anteriormente mencionados, es una chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases según la definición proporcionada en la reivindicación 1. En las reivindicaciones dependientes 2 y 3 se detallan otras realizaciones beneficiosas de la presente invención.

20 En otro aspecto, la presente invención es un método de fabricar una chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases según lo definido en la reivindicación 4.

Según la presente invención, es posible de proporcionar una chapa de acero laminada en caliente con alta resistencia a la tracción con una diferencia estático-dinámica grande en un umbral de grado de deformación de al menos 30 s^{-1} a hasta un máximo de 500 s^{-1} . La presente invención produce efectos industriales extremadamente útiles. Por ejemplo, si la chapa de acero se aplica a miembros para automóviles y similares, se espera que estos productos presenten una seguridad todavía mayor en caso de colisión.

30 Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es un gráfico que muestra la dependencia del índice de relación estático-dinámica sobre el grado de deformación.

35 Modos de realización de la presente invención

A continuación se explicará en detalle la presente invención. En esta descripción, a menos que se especifique lo contrario, el porcentaje con respecto al contenido de elementos en la composición química del acero significa el porcentaje de masa.

40 1. Estructura metalúrgica

(1) Contenido de ferrita

45 La ferrita aumenta la diferencia estático-dinámica. También aumenta la ductilidad en acero multifásico. Si la fracción de área de ferrita es inferior al 7 %, no se obtiene la diferencia estático-dinámica deseada. Por otro lado, si la fracción de área de ferrita supera el 35 %, la resistencia estática disminuye. Por consiguiente, el contenido de ferrita expresado como fracción de área es al menos del 7 % y como máximo del 35 %. La ferrita es preferiblemente ferrita pro-eutoide.

50 La medición de la fracción de área se realiza preferiblemente de la siguiente manera. La chapa de acero laminada en caliente que se está midiendo se corta en la dirección paralela a la dirección de laminación, y una parte de la sección transversal de corte situada en el lado central a una profundidad de 1/4 del espesor de la chapa en la dirección del espesor de la superficie laminada (denominada en adelante la parte de 1/4 del espesor de la chapa) se pule mediante métodos conocidos para obtener una muestra para su evaluación. La muestra resultante para su evaluación se observa utilizando un SEM (microscopio electrónico de barrido) para identificar la ferrita dentro de un campo de visión. El área total de los granos de ferrita identificados en el campo de visión se divide entre el área del campo de visión para determinar la fracción de área de ferrita. Para garantizar la fiabilidad del valor de la fracción de superficie obtenido, es preferible realizar la misma medición en una pluralidad de muestras para su evaluación, a fin de determinar las fracciones de superficie de las muestras y calcular el valor medio de las fracciones de superficie, que se toma como el contenido de ferrita de la chapa de acero.

60 (2) Diámetro del grano de ferrita

65 Para aumentar la resistencia estática, es necesario refinar los granos de ferrita. Si el diámetro del grano de ferrita es superior a $3,0 \mu\text{m}$, no se obtiene la resistencia deseada. Por consiguiente, el límite superior del diámetro del grano de ferrita es de $3,0 \mu\text{m}$. El diámetro del grano de ferrita es preferiblemente lo más pequeño posible. No obstante, desde un punto de vista práctico, es difícil conseguir de forma estable un diámetro de grano de ferrita inferior a $0,5 \mu\text{m}$ y

hacerlo a nivel industrial es esencialmente imposible. Por consiguiente, el límite inferior del diámetro del grano de ferrita es de 0,5 μm .

5 La medición del diámetro del grano de ferrita se realiza preferiblemente de la siguiente manera. Se observa con un SEM o similar una muestra para la evaluación que se ha obtenido de la manera arriba descrita. Se seleccionan arbitrariamente una pluralidad de granos de ferrita en el campo de visión, se determina el diámetro de grano de cada uno de estos granos, que es el diámetro de su círculo equivalente, y del promedio de estos valores se obtiene el diámetro del grano de ferrita. Desde el punto de vista de garantizar la fiabilidad del valor del diámetro del grano de ferrita resultante (el diámetro promedio de los círculos equivalentes), debe realizarse el mayor número posible de mediciones en un campo de visión. Preferentemente, se realiza la misma medición sobre una pluralidad de muestras para evaluación, se promedia una pluralidad de los valores medios de diámetros de círculo equivalentes, y el resultado es el diámetro del grano de ferrita de la chapa de acero.

15 (3) Nanodureza de la ferrita

Desde el punto de vista de la obtención de una alta resistencia, es necesario realizar un refuerzo de la solución sólida de ferrita. En la presente invención, la dureza de la ferrita se evalúa utilizando el método de nanoindentación, y se utiliza como índice la nanodureza obtenida al aplicar una carga de 500 μN utilizando un indentador Berkovich. Si la nanodureza de la ferrita es inferior a 3,5 GPa, no se obtiene una resistencia suficiente. Cuanto mayor sea la nanodureza de la ferrita, mejor, pero existe un límite en la solubilidad en la solución sólida de los elementos de aleación. Por lo tanto, la nanodureza no debe superar los 4,5 GPa. Por consiguiente, la nanodureza de la ferrita es de al menos 3,5 GPa y como máximo de 4,5 GPa.

25 Cuando se mide la nanodureza utilizando el método de nanoindentación, se puede preparar una muestra de la siguiente manera. Se corta una chapa de acero laminada en caliente en la dirección paralela a la de laminación. La sección transversal de corte resultante se pule mediante un método conocido para eliminar la capa superficial dañada, obteniendo así una muestra para su evaluación. El pulido es preferiblemente una combinación de pulido mecánico, pulido mecanoquímico y pulido electrolítico.

30 (4) Fases distintas a la ferrita

Las fases restantes, distintas a la ferrita, es decir, la segunda fase, están compuestas por una fase dura. Ejemplos típicos de una fase dura son la ferrita bainítica, martensita, austenita y similares. La segunda fase de una chapa de acero según la presente invención incluye martensita y al menos una fase seleccionada de ferrita bainítica y bainita (referida a continuación como ferrita bainítica y/o bainita).

40 El martensita contribuye en gran medida a aumentar la resistencia estática. La ferrita bainítica y/o la bainita contribuyen a aumentar la resistencia dinámica y la diferencia estático-dinámica. La martensita es más dura que la ferrita bainítica o la bainita. La dureza media de la segunda fase viene determinada por la proporción de estas fases. La nanodureza media de la segunda fase se ajusta utilizando esta proporción. La nanodureza media de la segunda fase es de al menos 5 GPa y como máximo de 12 GPa. Si la nanodureza de la segunda fase es inferior a 5 GPa, no contribuye a aumentar la resistencia. Por otro lado, si supera los 12 GPa, la diferencia estático-dinámica disminuye.

45 El componente principal de la segunda fase es la **ferrita bainítica** y/o bainita. Es decir, la fracción de área de ferrita bainítica y/o bainita con respecto a la segunda fase en su conjunto es **superior al 50 %** y preferiblemente al menos al 70 %. La segunda fase puede contener además austenita retenida.

(5) Contenido y nanodureza de una fase de alta dureza

50 En la segunda fase, que comprende una fase dura, la fase que tiene una dureza relativamente alta (fase de alta dureza) contribuye a aumentar la resistencia estática. En particular, una fase con una nanodureza de al menos 8 GPa y como máximo 12 GPa contribuye en gran medida a aumentar la resistencia estática. En la presente invención, una fase en la segunda fase con una dureza de al menos 8 GPa y a lo sumo 12 GPa se define como una fase de alta dureza. Si el contenido de esta fase de alta dureza es inferior al 5 % expresado por la fracción de área basada en la estructura general, no se obtiene una alta resistencia deseada. Por otro lado, esta fase de alta dureza reduce la diferencia estático-dinámica, y si su contenido supera el 35 % expresado por la fracción de área basada en la estructura global, no se obtiene la resistencia dinámica deseada. Por consiguiente, el contenido de la fase de alta dureza es como mínimo del 5 % y como máximo del 35 %, expresado por la fracción de área basada en la estructura general. En la segunda fase, una fase con una nanodureza de al menos 8 GPa y un máximo de 12 GPa se compone principalmente de martensita. En la segunda fase, una fase con una nanodureza superior a 4,5 GPa y menos de 8 GPa comprende principalmente ferrita bainítica.

2. Composición química del acero

65 (1) C: al menos el 0,07 % y como máximo el 0,2 %.

El contenido de ferrita, martensita, ferrita bainítica y bainita se ajusta adecuadamente controlando el contenido de C a un rango adecuado. Ajustando adecuadamente el contenido de estas fases, la resistencia estática y la diferencia estático-dinámica de una chapa de acero se pueden mantener en un rango adecuado. Si el contenido de C es inferior al 0,07 %, el fortalecimiento de la ferrita en solución sólida se vuelve inadecuado, y no se forman ferrita bainítica, martensita y bainita. Como resultado, no se obtiene la fuerza deseada. Por otro lado, si el contenido de C supera el 0,2 %, se produce una formación excesiva de una fase de alta dureza, y la diferencia estático-dinámica disminuye. Por consiguiente, el rango para el contenido de C es de al menos 0,07 % a un máximo del 0,2 %. El límite inferior del contenido de C es preferiblemente de al menos 0,10 % y más preferiblemente de al menos 0,12 %. El límite superior del contenido de C es preferiblemente un máximo de 0,18 % y más preferiblemente un máximo de 0,16 %.

(2) Total del contenido de Si y de contenido de Al: al menos 0,3 % y como máximo 1,5 %.

El total del contenido de Si y el contenido de Al (a veces referido a en la invención presente como Si + Al) afecta la cantidad y dureza de fases transformadas que están formadas durante el laminado en caliente y en el curso de enfriamiento después del laminado en caliente. Específicamente, el Si y el Al suprimen la formación de carburos contenidos en ferrita bainítica y/o bainita y aumentan la diferencia estático-dinámica. El Si también tiene un sólido efecto de refuerzo de la solución. Desde el punto de vista anterior, Si + Al es al menos un 0,3 %. Si estos elementos se añaden en exceso, los efectos arriba descritos alcanzan un límite y el acero termina siendo frágil. Por lo tanto, Si + Al es como máximo del 1,5 %. Si + Al es preferiblemente inferior al 1,0 %. El límite inferior del contenido de Si es preferiblemente de al menos 0,3 %, y el límite superior del contenido de Si es preferiblemente de al menos 0,7 %. El límite inferior del contenido de Al es preferiblemente al menos un 0,03 %, y el límite superior del contenido de Al es preferiblemente al máximo un 0,7 %.

(3) Mn: mínimo 1,0 % y máximo 3,0 %.

El Mn afecta al comportamiento de transformación del acero. Por consiguiente, al controlar el contenido de Mn, se controlan la cantidad y la dureza de las fases transformadas que se forman durante la laminación en caliente y durante el enfriamiento después de la laminación en caliente. Si el contenido de Mn es inferior al 1,0 %, las cantidades de una fase de ferrita bainítica y una fase martensita que se forman son pequeñas, y no se obtienen la resistencia deseada y la diferencia estático-dinámica deseadas. Si se añade Mn por encima del 3,0 %, la cantidad de una fase martensita se vuelve excesiva, y la resistencia dinámica termina disminuyendo. Por consiguiente, el rango del contenido de Mn es de al menos 1,0 % y como máximo del 3,0 %. El límite inferior del contenido de Mn es preferiblemente de al menos un 1,5 %. El límite superior del contenido de Mn es preferiblemente del 2,5 % como máximo.

(4) P: como máximo 0,02 %, S: como máximo 0,005 %.

P y S están presentes en el acero como impurezas inevitables. Si el contenido de P y S es alto, puede producirse una fractura frágil bajo deformación a alta velocidad. Para suprimir este fenómeno, el contenido de P se limita a un máximo de 0,02 % y el contenido de S a un máximo de 0,005 %.

(5) Cr: al menos el 0,1 % y como máximo el 0,5 %.

El contenido de Cr afecta a la cantidad y dureza de las fases transformadas que se forman durante la laminación en caliente y durante el enfriamiento después de la laminación en caliente. Específicamente, el Cr es eficaz para garantizar la cantidad de ferrita bainítica. Además, suprime la precipitación de carburos en la ferrita bainítica. Además, el propio Cr tiene un sólido efecto de refuerzo de la solución. Por lo tanto, si el contenido de Cr es inferior al 0,1 %, no se obtiene la resistencia deseada. Por otro lado, si su contenido supera el 0,5 %, el efecto descrito anteriormente se satura y se suprime la transformación de ferrita. Por consiguiente, el contenido de Cr es de al menos 0,1 % y como máximo 0,5 %.

(6) N: al menos el 0,001 % y como máximo el 0,008 %.

N forma nitruros con Ti y Nb y suprime el engrosamiento del grano. Un contenido de N inferior al 0,001 % provoca un engrosamiento del grano en el momento del calentamiento de la chapa, y la estructura después de la laminación en caliente se vuelve gruesa. Por otro lado, si el contenido de N supera el 0,008 %, se forman nitruros gruesos que tienen un efecto adverso sobre la ductilidad. Por consiguiente, el contenido de N es de al menos 0,001 % y como máximo el 0,008 %.

(7) Ti: al menos 0,002 % y como máximo 0,05 %.

El Ti forma su nitruro y su carburo. Del mismo modo, el Nb, que se describe a continuación, forma su nitruro y carburo. Por lo tanto, se añade al menos un elemento seleccionado entre Nb y Ti. El TiN que se forma es efectivo para prevenir el engrosamiento de los granos. El TiC sirve para aumentar la resistencia estática. Sin embargo, si el contenido de Ti es inferior al 0,002 %, no se obtienen los efectos descritos anteriormente. Por otro lado, si el contenido de Ti es superior al 0,05 %, se forman granos gruesos de nitruro que conducen a una disminución de la ductilidad, y se suprime una transformación de ferrita. Por consiguiente, cuando se incluye Ti, su contenido será de al menos 0,002 % y a lo sumo

0,05 %.

(8) Nb: al menos el 0,002 % y como máximo el 0,05 %.

5 Al igual que el Ti, el Nb forma su nitruro y carburo. Al igual que los nitruros de Ti, el nitruro de Nb resultante es efectivo para prevenir el engrosamiento del grano de una fase de austenita. Además, el carburo de Nb contribuye a prevenir el engrosamiento del grano de una fase de ferrita y a aumentar la resistencia estática. Además, la solución sólida de Nb contribuye a aumentar la resistencia estática. Sin embargo, si su contenido es inferior al 0,002 %, no se obtienen los efectos descritos anteriormente. Si se añade Nb por encima del

10 0,05 %, se suprime la transformación de ferrita. Por lo tanto, cuando se añade Nb, su contenido debe ser como mínimo del 0,002 % y como máximo del 0,05 %. Cuando se añade Nb, el límite inferior del contenido de Nb debe ser preferiblemente de al menos 0,004 %. El límite superior del contenido de Nb es preferiblemente de 0,02 % como máximo.

15 (9) V: máximo 0,2 %.

Los carbonitruros de V son eficaces para prevenir el engrosamiento del grano de una fase de austenita en un umbral de austenita de baja temperatura. Los carbonitruros de V también contribuyen a prevenir el engrosamiento del grano de una fase de ferrita. Consiguientemente, una chapa de acero según la invención presente puede contener V si necesario. Sin embargo, si su contenido es inferior al 0,01 %, los efectos anteriores no se obtienen de forma estable. Por otro lado, si se añade más del 0,2 %, la cantidad de precipitados que se forman aumenta y la diferencia estático-dinámica disminuye. Por consiguiente, cuando se añade V, su contenido debe ser preferiblemente de al menos 0,01 % y como máximo 0,2 % y más preferiblemente de al menos 0,02 % y como máximo 0,1 %. El límite inferior del contenido en V es preferiblemente de al menos 0,02 %. El límite superior del contenido de V es preferiblemente como máximo del 0,1 %.

(10) Cu: máximo 0,2 %.

30 El cobre tiene el efecto de aumentar todavía más la resistencia de una chapa de acero mediante el fortalecimiento de la precipitación y el fortalecimiento de la solución sólida. Por consiguiente, una chapa de acero según la presente invención puede contener Cu si necesario. No obstante, si se agrega Cu en una cantidad superior al 0,2 %, la moldeabilidad disminuye notablemente. Desde el punto de vista de la obtención estable de los efectos arriba descritos, el contenido de Cu debe ser preferiblemente de al menos 0,02 %. Por consiguiente, cuando se añade Cu, su contenido debe ser como máximo el 0,2 % preferiblemente al menos 0,02 % y como máximo 0,2 %.

(11) Ni: máximo 0,2 %.

40 El Ni tiene el efecto de aumentar todavía más la resistencia de una chapa de acero mediante el refuerzo de la precipitación y el refuerzo de la solución sólida. Por consiguiente, una chapa de acero según la presente invención puede contener Ni si necesario. No obstante, si se agrega Ni en una cantidad superior al 0,2 %, la moldeabilidad disminuye notablemente. Desde el punto de vista de la obtención estable de los efectos arriba descritos, el contenido de Ni debe ser preferiblemente de al menos 0,02 %. Por consiguiente, cuando se añade Ni, su contenido debe ser como máximo el 0,2 % preferiblemente al menos 0,02 % y como máximo 0,2 %.

45 (12) Mo: máximo 0,5 %.

El Mo precipita como carburos o nitruros y tiene el efecto de aumentar la resistencia de una chapa de acero. Estos precipitados también tienen el efecto de suprimir el engrosamiento de la austenita y la ferrita y de promover el refinamiento de los granos de ferrita. Además, el Mo tiene el efecto de suprimir el crecimiento del grano cuando el tratamiento térmico se lleva a cabo a altas temperaturas. Por consiguiente, una chapa de acero según la presente invención puede contener Mo si necesario. Sin embargo, si se añade Mo por encima del 0,5 %, una gran cantidad de carburos gruesos o nitruros se precipitan en el acero en una etapa previa al laminado en caliente, lo que provoca un empeoramiento de la capacidad de moldeado de una chapa de acero laminada en caliente. Además, la precipitación de una gran cantidad de carburos o nitruros causa que se degraden las propiedades de endurecimiento por envejecimiento. Desde el punto de vista de la obtención estable de los efectos arriba descritos, el contenido de Mo debe ser preferiblemente de al menos 0,02 %.

60 Por consiguiente, cuando se Mo, su contenido debe ser como máximo el 0,5 % preferiblemente al menos 0,02 % y como máximo 0,5 %.

3. Método de fabricación

65 Al tener la estructura metalúrgica y composición química arriba mencionadas, es posible conseguir una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención que tenga no solo una fuerza estática alta sino también una diferencia estática-dinámica mejorada sobre una amplia gama de grados de deformación de forma estable. No existen

limitaciones particulares con respecto al método de fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención, pero se puede fabricar una chapa de acero laminada caliente según la presente invención utilizando un método de fabricación que incluye un paso de laminado en caliente realizado bajo las siguientes condiciones.

5 Un método de fabricación según la presente invención incluye los siguientes pasos:

un paso de laminado de acabado en el cual la losa se lamina en el laminado de acabado final a una temperatura de al menos 800° C y como máximo 900° C, con un intervalo entre pasadas del laminado de acabado final de al menos 0,15 segundos y como máximo 2,7 segundos para formar una chapa de acero,

10 una primera fase de enfriamiento, que incluye el enfriamiento de la chapa de acero obtenida por la fase de laminado de acabado a una temperatura de 700° C o inferior en un plazo de 0,4 segundos a una velocidad de enfriamiento de al menos 600° C/segundo;

un paso de mantenimiento que incluye el mantenimiento de la chapa de acero que haya pasado por el paso de enfriamiento en un intervalo de temperatura de al menos 570 °C a 700 °C como máximo durante al menos 0,4 segundos; y

15 una segunda fase de enfriamiento, que incluye el enfriamiento de la chapa de acero que pasó a través de la fase de mantenimiento a 430° C o menos a una velocidad de enfriamiento de al menos 20° C/segundo y de al menos 120° C/segundo.

20 Un método de fabricación de una chapa de acero laminada caliente según la presente invención permite obtener una estructura de grano fina mediante aplicación de calor en el momento de la laminación de varias fases en un estado caliente. Una estructura de grano refinado con un diámetro de grano de ferrita de 3,0 μm como máximo puede obtenerse controlando la temperatura y el tiempo entre pasadas del laminado final en la fase de laminado del acabado y enfriando rápidamente en 0,4 segundos a una velocidad de enfriamiento de al menos 600° C/seg en la primera fase de enfriamiento, suprimiendo así que la austenita se cristalice de nuevo.

En el paso de mantenimiento, dado que se lleva a cabo en un umbral de temperatura de transformación de la ferrita, la austenita deformada formada por el paso descrito anteriormente se transforma en ferrita. La temperatura necesaria para la transformación en ferrita es de 570 - 700° C, y el tiempo requerido es de al menos 0,4 segundos.

30 Posteriormente, al llevar a cabo el segundo paso de enfriamiento, el resto que no se transformó en ferrita se transforma en una estructura multifásica compuesta por martensita y ferrita bainítica y/o bainita. Específicamente, el enfriamiento se realiza a 430° C o menos a una velocidad de enfriamiento de al menos 20° C/segundo y como máximo 120° C/segundo. El enfriamiento se realiza preferentemente a 300° C o menos a una velocidad de enfriamiento de al menos 50° C/segundo y de al menos 100° C/segundo.

4. Propiedades mecánicas

Una chapa de acero laminada en caliente que se obtiene de la manera descrita anteriormente ha mejorado sus propiedades de resistencia dinámica. Específicamente, ha mejorado las propiedades de resistencia dinámica en un umbral de grado de deformación con un grado de deformación de al menos 30 seg⁻¹. La chapa de acero laminada en caliente tiene en ocasiones mejores propiedades de resistencia dinámica en un umbral de grado de deformación de al menos 10 seg⁻¹.

45 En la presente invención, la fuerza dinámica se evalúa a partir de la relación dada por la Ecuación siguiente (1) entre la diferencia estático-dinámica y el grado de deformación de una chapa de acero:

$$\log(\sigma/\sigma_0 - 1) > 0,2 \log(\dot{\epsilon}) - 1,5 \quad \dots \quad (1)$$

50 donde σ_0 es la resistencia a la tracción estática (MPa), σ es la resistencia a la tracción (MPa) al grado de deformación de interés, y ϵ es el grado de deformación (s⁻¹).

053 - No puedo resolver la gramática de este párrafo

55 La ecuación (1) se basa en el hallazgo de que la ecuación (2), que es una fórmula para el modelo Cowper-Symonds, que es un modelo típico de la dependencia de la resistencia del material sobre el grado de deformación, puede establecer una relación similar a la ecuación (3) con respecto a la resistencia dinámica a la tracción y la resistencia estática a la tracción. La ecuación (1) se derivó reordenando la Ecuación (2) como se muestra en la Ecuación (3) y determinando las constantes en la Ecuación (3).

$$\sigma_d = \sigma_s \{1 + (\dot{\epsilon}/D)^{1/p}\} \quad \dots \quad (2)$$

donde σ_d es el límite elástico dinámico, σ_s es el límite elástico estático, ϵ es el grado de deformación y D y p son

constantes características del material.

$$\log(\sigma_d/\sigma_s - 1) = (1/p)\log(\dot{\epsilon}) - (1/p)\log(D) \quad \dots \quad (3)$$

5 El lado izquierdo de la ecuación (1) convierte la relación estático-dinámica de e_0 en un índice (en adelante denominado índice de relación estático-dinámica). Cuanto mayor sea la relación estático-dinámica ($\sigma_Z\sigma_0$), mayor será el índice de relación estático-dinámica. En general, la relación estático-dinámica aumenta a medida que aumenta la velocidad de deformación, y el índice de relación estático-dinámica aumenta a medida que aumenta la relación estático-dinámica. Cuando se investigó la relación entre el índice de relación estático-dinámica y el grado de deformación, se encontró que en una chapa de acero con una alta relación estático-dinámica, la velocidad de aumento del índice de relación estático-dinámica aumenta a medida que aumenta el grado de deformación.

15 Los inventores de la presente invención se centraron en este hecho e investigaron en detalle la relación entre ambos valores. Como resultado, se constató que una chapa de acero que cumple la ecuación (1) puede identificarse como una chapa de acero con una elevada relación estático-dinámica en un umbral de grado de deformación de al menos 30 s^{-1} , que corresponde al caso que se supone para una colisión durante el desplazamiento de un automóvil, y en algunas chapas de acero laminadas en caliente, las chapas de acero tienen una elevada relación estático-dinámica en un umbral de bajo grado de deformación, incluida un bajo grado de deformación de 10 s^{-1} o superior.

20 En base a este hallazgo, en la presente invención, la determinación de si una chapa de acero laminada en caliente es una chapa con una proporción estático-dinámica elevada se realizó utilizando la Ecuación (1). Es decir, una chapa de acero laminada caliente según la invención presente es una que cumple la Ecuación (1) en un umbral de grado de deformación de 30 s^{-1} o superior.

25 EJEMPLOS

Los experimentos se llevaron a cabo utilizando losas (de 35 mm de espesor, 160 - 250 mm de ancho, 70 - 90 mm de largo) hechas de aceros A - J con las composiciones químicas que se muestran en la Tabla 1. Los aceros A - C, E, F, y H - J eran aceros que tenían una composición química en la gama arriba descrita para la composición química según la presente invención. Los aceros D y G eran aceros con composiciones químicas fuera de la gama arriba descrita para la composición química según la presente invención.

Tabla 1

Tipo de acero	Composición química de las losas (masa %, resto de Fe e impurezas inevitables)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb	V	Al	N	Si+Al	Otros
A	0,15	0,54	2,02	0,001	0,002	0,25	0,010	-	-	0,035	0,0025	0,5750	
B	0,15	0,53	2,04	0,001	0,002	0,25	0,010	0,008	-	0,033	0,0021	0,5630	
C	0,15	0,52	2,01	0,002	0,002	0,2-5	0,010	-	0,05	0,033	0,0030	0,5530	
D	0,16	0,51	2,01	0,013	0,002	0,51	0,057	0,008	-	0,017	0,0046	0,5270	
E	0,15	0,53	2,04	0,001	0,002	0,25	0,010	0,008	-	0,033	0,0021	0,5630	
F	0,10	0,50	2,05	0,001	0,002	0,50	-	0,010	-	0,025	0,0041	0,5250	
G	0,16	0,51	2,01	0,013	0,002	0,51	0,057	0,008	-	0,017	0,0046	0,5270	
H	0,09	0,50	2,05	0,001	0,002	0,50	-	0,010	-	0,025	0,0041	0,5250	Cu:0,09, Mo:0,21
I	0,12	0,84	2,01	0,002	0,003	0,25	0,010	-	-	0,174	0,0042	1,0140	Ni:0,10
J	0,12	0,52	2,01	0,002	0,002	0,25	0,010	-	0,05	0,036	0,0035	0,5560	Mo:0,20

ES 2 744 579 T3

- 5 Se preparó una losa a partir de 150 kg de cada uno de los aceros mediante fusión al vacío, seguida de un calentamiento en horno a una temperatura de 1250° C y forja en caliente a una temperatura de al menos 900° C. Cada losa se recalentó a 1250° C durante un máximo de una hora y se sometió a un laminado en bruto con cuatro pasadas, seguido de un laminado de acabado con tres pasadas. El grosor de una muestra de chapa de acero después de la laminación en caliente era de 1,6 - 2,0 mm, las condiciones de laminación en caliente y enfriamiento se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2

N.º de pasada:	Tipo de acero	Grosor de la losa (mm)	Condiciones de laminación en caliente						Condiciones de refrigeración						Grosor de la chapa de acero acabada (mm)	Observaciones
			Laminación inicial			Laminación de acabado			Primer enfriado			Segundo enfriado				
			Número de pasadas	Reducción global (%)	Número de pasadas	Reducción en cada pasada	Tiempo entre pasadas en el laminado final (s)	Temperatura del laminado final (°C)	Tiempo para enfriar a menos de 700° C después de terminar el laminado (E)	Velocidad de enfriado (°C/s)	Temperatura final del enfriado (°C)	Tiempo intermedio de enfriado (= tiempo de mantenimiento) (s)	Velocidad de enfriado después del intermedio por aire (°C/s)	Temperatura final del enfriado (°C)		
1	A	35	4	83	3	30 % - 30 % - 30 %	0,2	850	0,1	>1000	650	0,5	70	300	2	Invent.
2	A	35	4	83	3	33 % - 33 % - 33 %	0,2	805	0,1	>1000	630	0,5	80	350	1,6	Invent.
3	A	35	4	83	3	30 % - 30 % - 30 %	2,9	950	0,4	200	650	0,5	100	100	2	Compar.
4	D	35	4	80	3	20 % - 20 % - 23 %	0,5	890	0,7	>1000	680	1	600	25	2	Compar.
5	C	35	4	83	3	30 % - 30 % - 30 %	0,2	850	0,1	>1000	650	0,5	70	300	2	Invent.
6	B	35	4	83	3	30 % - 30 % - 30 %	0,2	850	0,1	>1000	650	0,5	70	300	2	Invent.
7	B	35	4	83	3	30 % - 30 % - 30 %	0,2	850	0,1	>1000	650	0,5	70	340	2	Invent.
8	E	35	4	83	3	33 % - 33 % - 33 %	0,2	820	0,1	>1000	650	0,5	120	300	1,6	Invent.
9	F	35	4	83	3	33 % - 33 % - 33 %	0,2	820	0,1	>1000	650	0,5	100	300	1,6	Invent.
10	G	35	4	80	3	20 % - 20 % - 23 %	0,5	890	0,7	>1000	680	1	600	300	2	Compar.

N.º de pasada:	Tipo de acero	Grosor de la losa (mm)	Condiciones de laminación en caliente					Condiciones de refrigeración					Grosor de la chapa de acero acabada (mm)	Observaciones		
			Laminación inicial		Laminación de acabado			Tiempo para enfriar a 700° C	Primer enfriado		Segundo enfriado					
			Número de pasadas	Reducción global (%)	Número de pasadas	Reducción en cada pasada	Tiempo entre pasadas en el laminado final (s)	Temperatura del laminado final (°C)	Tiempo para enfriar a 700° C	Velocidad de enfriado (°C/s)	Temperatura final del enfriado (°C)	Tiempo intermedio de enfriado (= tiempo de mantenimiento) (s)	Velocidad de enfriado después del enfriado intermedio por aire (°C/s)	Temperatura final del enfriado (°C)		
11	E	35	4	83	3	30 % - 30 % - 30 %	0,3	850	1,0	200	-	-	-	-	2	Compar.
12	H	35	4	83	3	33 % - 33 % - 33 %	0,2	820	0,1	>1000	650	0,5	100	300	1,6	Invent.
13	I	35	4	83	3	30 % - 30 % - 30 %	0,2	850	0,1	>1000	650	0,5	70	300	2	Invent.
14	J	35	4	83	3	30 % - 30 % - 30 %	0,2	850	0,1	>1000	650	0,5	70	300	2	Invent.

ES 2 744 579 T3

Las chapas de acero de las pasadas 1, 2, 5 - 9, y 12 - 14 se fabricaron utilizando un método de fabricación según la presente invención. En el método de fabricación para la chapa de acero de la pasada 3, el paso de laminado final y el primer y segundo paso de enfriado no se realizaron bajo las condiciones establecidas en la presente invención.

- 5 En el método de fabricación para la chapa de acero de la pasada 4, el tiempo hasta enfriar a 700° C o menos tras el laminado final y el segundo paso de enfriado no cumplió las condiciones establecidas en la presente invención.

En el método de fabricación para la chapa de acero de la pasada 10, el tiempo hasta enfriar a 700° C o menos tras el laminado final y el segundo paso de enfriado no cumplió las condiciones establecidas en la presente invención.

- 10 En el método de fabricación para la chapa de acero de la pasada 11, el tiempo hasta enfriar a 700° C o menos tras el laminado final y los pasos que comienzan con el primer paso de enfriado no cumplieron las condiciones establecidas en la presente invención.

- 15 En la Tabla 3 se muestran los resultados de la evaluación de la estructura metalúrgica de la muestra de chapas de acero obtenida por los métodos de fabricación descritos anteriormente y los resultados de la evaluación de la resistencia estática a la tracción y de la relación estático-dinámica. Los métodos de evaluación fueron los que se describen a continuación.

Tabla 3

N.º de pasada	Tipo de acero	Fase de ferrita						Segunda fase				Resistencia a la tracción estática (MPa)	Umbral de grado de deformación que satisface la ecuación de índice de relación estático-dinámica	Observaciones
		Diámetro del grano (µm)		Nanodureza (GPa)		Tipo	Nanodureza (GPa)		Fracción de área de la fase de alta dureza (%)					
		Mín.	Máx.	Mín.	Máx.		Mín.	Prom.						
1	A	0,6	2,5	1,2	3,7	4,4	4,1	5,3	11,8	7,8	11	980	>10/s	Invent.
2	A	0,5	1,3	0,8	3,9	4,4	4,0	7,4	12,4	10,8	35	925	>30/s	Invent.
3	A	4,6	7,8	5,3	3,4	3,6	3,5	6,8	13,4	9,5	48	1027	Ninguna	Compar.
4	D	3,8	8,7	4,2	2,8	4,1	3,4	8,8	12,5	9,7	55	1115	Ninguna	Compar.
5	C	0,7	2,2	1,1	3,8	4,3	4,1	6,1	11,0	8,5	15	1050	>10/s	Invent.
6	B	0,9	2,5	1,3	3,9	4,3	4,0	6,7	11,8	7,9	18	1005	>30/s	Invent.
7	B	1,3	2,8	1,6	3,7	4,2	4,0	7,2	10,9	8,3	7	975	>30/s	Invent.
8	E	0,5	1,5	0,8	3,6	4,4	4,1	6,2	11,0	8,2	26	999	>30/s	Invent.
9	F	0,7	2,4	1,1	3,7	4	3,9	5,9	10,8	7,9	18	876	>10/s	Invent.
10	G	3,0	7,5	5,4	4,0	4,5	4,2	7,2	13,5	9,8	45	1050	Ninguna	Compar.
11	E	4,2	10,8	6,3	3,1	4,1	3,8	6,8	13,5	10,5	87	1099	Ninguna	Compar.
12	H	0,7	2,4	1,1	3,7	4	3,9	5,9	10,8	7,9	18	905	>10/s	Invent.

N.º de pasada	Tipo de acero	Fase de ferrita						Segunda fase				Umbral de grado de deformación que satisface la ecuación de índice de relación elástico-dinámica	Observaciones		
		Diámetro del grano (µm)			Nanodureza (GPa)			Tipo	Nanodureza (GPa)					Resistencia a la tracción estática (MPa)	
		Mín.	Máx.	Prom.	Mín.	Máx.	Prom.		Mín.	Máx.	Prom.				Fracción de área de la fase de alta dureza (%)
13	I	0,6	1,6	0,9	3,6	4,3	4,1	Martensita, Bainita	6,2	10,8	8,1	28	1075	>10/s	Invent.
14	J	0,8	2,2	1,2	3,8	4,3	4	Martensita, Bainita	6,1	10,9	8,4	16	1050	>10/s	Invent.

En las Tablas 1 a 3, los valores subrayados y la estructura subrayada de la segunda fase significan que están fuera del rango de la presente invención.

5 La evaluación de la fracción y la nanodureza de cada fase se llevó a cabo realizando la medición descrita a continuación en una porción de 1/4 de grosor de chapa en una sección transversal paralela a la dirección de laminación de la muestra de chapa de acero.

10 La nanodureza de la ferrita y la fase dura se calculó mediante el método de nanoindentación. El aparato de nanoindentación utilizado fue un Triboscopio fabricado por Hysitron Corporation. Se pulió una sección transversal de una porción de chapa de 1/4 de grosor de una muestra de chapa de acero con papel de esmeril, luego mediante pulido mecanoquímico utilizando sílice coloidal y luego mediante pulido electrolítico para obtener una sección transversal de la que se ha eliminado la capa afectada. Esta sección transversal se sometió a una prueba. La nanoindentación se llevó a cabo a temperatura y presión atmosférica ambiente utilizando un indentador Berkovich con un ángulo de inclinación de 90°. La carga de indentación fue de 500 μN . Para cada fase, se midieron 20 puntos seleccionados al azar, y se determinaron la nanodureza mínima, la nanodureza máxima y el valor medio de estos puntos.

20 La fracción de área y el diámetro del grano de ferrita se determinaron a partir de una imagen bidimensional obtenida observando una porción de 1/4 de grosor de chapa de la sección transversal con un aumento de 3000x utilizando un microscopio electrónico de barrido. Específicamente, se identificaron los granos de ferrita en la imagen resultante, se midieron las áreas de los granos de ferrita, y el área total de los granos de ferrita se dividió entre el área de la imagen completa para dar la fracción de área de ferrita. Además, se llevó a cabo un análisis individual de imagen de cada grano de ferrita para determinar su diámetro de círculo equivalente, y el valor medio del mismo se tomó como el diámetro del grano de ferrita.

25 La fracción de área de una fase de alta dureza con una nanodureza de 8 - 12 GPa se determinó de la siguiente manera.

30 Se observó un área de 10 μm x 10 μm seleccionada arbitrariamente con un microscopio de fuerza atómica incorporado en el aparato de nanoindentación para obtener una imagen bidimensional. En base a la diferencia en el contraste de los cristales visibles en la imagen bidimensional resultante, es posible determinar si los cristales de la imagen son de ferrita o de una segunda fase, por lo que, en base a la imagen resultante, se identificaron granos de cristal que eran de una segunda fase. Se midió la dureza de nanoindentación para todos los granos de cristal que se identificaron como una segunda fase. Entre los granos de cristal medidos, se determinó que los que tenían una nanodureza de 8 - 12 GPa eran una fase de alta dureza. Se determinó la fracción de área de la fase de alta dureza a partir del área total de granos de cristal que se identificaron como una fase de alta dureza.

35 La resistencia estática a la tracción y la resistencia dinámica se midieron utilizando un sistema de prueba de materiales tipo bloque sensor de carga. La pieza de muestra tenía un ancho de calibre de 2 mm y una longitud de calibre de 4,8 mm. La resistencia estática a la tracción se determinó a partir de la resistencia a la tracción a una tasa de deformación de 0,001 s^{-1} , es decir, la resistencia cuasiestática. También se realizó un ensayo de tracción variando el grado de deformación en el rango de 0,001 s^{-1} - 1000 s^{-1} , y se evaluó la resistencia dinámica determinando la dependencia del índice de relación estático-dinámico del grado de deformación. La norma para la evaluación fue la siguiente. Cuando la ecuación (1) descrita anteriormente se cumplió a un grado de deformación de 30 s^{-1} o superior, las propiedades de resistencia dinámica se evaluaron como excelentes, y cuando la ecuación (1) descrita anteriormente se cumplió a un grado de deformación de 10 s^{-1} o superior, las propiedades de resistencia dinámica se evaluaron como particularmente excelentes.

La figura 1 muestra la relación entre el índice de relación estático-dinámico y el grado de deformación obtenida utilizando cada muestra de chapa de acero.

50 Las chapas de acero de las pasadas núms. 3, 4, 10 y 11 no cumplieron la ecuación (1) a un grado de deformación de 30 s^{-1} o superior. Por consiguiente, se concluyó que estas chapas de acero no tenían excelentes propiedades de resistencia dinámica.

55 Por el contrario, para las chapas de acero de las pasadas 1, 2, 5 - 9 y 12 - 14, aunque el índice de relación estático-dinámico no cumplió la ecuación (1) cuando el grado de deformación era extremadamente bajo, había un punto de inflexión en un umbral de grado de deformación de 10 - 30 s^{-1} , y el índice de relación estático-dinámico aumentó abruptamente. Cada una de estas chapas de acero cumplió la ecuación (1) cuando el grado de deformación era de 30 s^{-1} o superior, por lo que se concluyó que estas chapas de acero tenían excelentes propiedades de resistencia dinámica. Dichas chapas de acero pueden utilizarse adecuadamente como miembros de impacto para automóviles.

60 En particular, las chapas de acero de las pasadas 1, 5 y 9 cumplieron la ecuación (1) incluso a un grado de deformación inferior de 10 s^{-1} o superior, por lo que se llegó a la conclusión de que estas chapas de acero tenían unas propiedades de resistencia dinámica particularmente excelentes. Dichas chapas de acero son particularmente adecuadas como elementos de impacto para automóviles.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases **caracterizada por**:

5 tener una composición química que comprenda, en porcentaje en masa,

C: al menos el 0,07 % y como máximo el 0,2 %,

Si + Al: mínimo el 0,3 % y máximo el 1,5 %,

Mn: mínimo el 1,0 % y máximo el 3,0 %,

10 P: como máximo el 0,02 %.

S: como máximo el 0,005 %,

Cr: al menos el 0,1 % y como máximo el 0,5 %,

N: como mínimo el 0,001 % y como máximo el 0,008 %,

15 uno o dos de Ti: como mínimo 0,002 % y como máximo 0,05 % y Nb: como mínimo 0,002 % y como máximo 0,05 %, opcionalmente uno o más de V: como máximo 0,2 %, Cu: como máximo 0,2 %, Ni: como máximo 0,2 % y Mo: como máximo 0,5 %, y un resto de Fe e impurezas,

20 con una fracción de superficie mínima del 7 % y máxima del 35 %, una ferrita de un diámetro de grano mínimo de 0,5 μm y máximo de 3,0 μm y una nanodureza mínima de 3,5 GPa y máxima de 4,5 GPa, y una segunda fase que sea el resto de la ferrita, la segunda fase, incluida la martensita, y al menos una de las fracciones seleccionadas de ferrita bainítica y bainita y una nanodureza promedia mínima de 5 GPa y máxima de 12 GPa, y una segunda fase que contenga una fase de gran dureza mínima de 8 Gpa y máxima de 12 Gpa comprendiendo principalmente martensita con una fracción de superficie de al menos el 5 % y como máximo el 35 % con respecto a la estructura global,

25 donde la fracción de superficie de la ferrita bainítica y/o la bainita con respecto a la segunda fase entera es superior al 50 %.

2. Una chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases, como se indica en la reivindicación 1, **caracterizada porque** su composición química contiene, en porcentaje de masa, al menos un 0,01 % y como máximo un 0,2 % de V.

3. Una chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases, como se indica en la reivindicación 1 o 2, **caracterizada por que** la composición química contiene uno o más elementos seleccionados del grupo que consisten, en porcentaje de masa, en Cu: al menos 0,02 % y como máximo 0,2 %, Ni: al menos 0,02 % y como máximo 0,2 %, y Mo: al menos 0,02 % y como máximo 0,5 %.

4. Un método de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente según lo establecido en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3 mediante el laminado en caliente continuo de una losa con una composición química de la chapa de acero laminada en caliente mediante varias fases según lo establecido en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, el método comprende los siguientes pasos:

un paso de laminado de acabado en el que la losa se lamina en el laminado de acabado final a una temperatura de al menos 800° C y al menos 900° C, siendo el tiempo entre pasadas del laminado de acabado final de al menos 0,15 segundos y al máximo 2,7 segundos para formar una chapa de acero;

45 una primera fase de enfriamiento, que incluye el enfriamiento de la chapa de acero obtenida por la fase de laminado de acabado a una temperatura de 700° C o inferior en un plazo de 0,4 segundos a una velocidad de enfriamiento de al menos 600° C/segundo;

un paso de mantenimiento que incluye el mantenimiento de la chapa de acero que haya pasado por el paso de enfriamiento en un intervalo de temperatura de al menos 570 °C a 700 °C como máximo durante al menos 0,4 segundos; y

50 una segunda fase de enfriamiento, que incluye el enfriamiento de la chapa de acero que pasó a través de la fase de mantenimiento a 430° C o menos a una velocidad de enfriamiento de al menos 20° C/segundo y de al menos 120° C/segundo.

Fig. 1

