

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 750 361**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/26</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/28</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/02</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/58</b>	(2006.01)		
<b>C21D 8/04</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)		
<b>C21D 9/48</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/24</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **18.10.2010 PCT/JP2010/068258**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **26.04.2012 WO12053044**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **18.10.2010 E 10858600 (9)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **11.09.2019 EP 2631314**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente, laminada en frío y chapada que tiene una ductilidad local y uniforme mejorada a una tasa de tensión alta**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**25.03.2020**

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

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

74 Agente/Representante:  
**ISERN JARA, Jorge**

ES 2 750 361 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, laminada en frío y chapada que tiene una ductilidad local y uniforme mejorada a una tasa de tensión alta

5 Campo técnico

La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente, una chapa de acero laminada en frío y una chapa de acero chapada que tienen una ductilidad uniforme y una ductilidad local mejoradas a una tasa de tensión alta (con una velocidad de deformación alta).

10

Técnica anterior

En los últimos años, ha habido exigencias de disminución del peso de las carrocerías automotrices como medida para disminuir la cantidad de CO<sub>2</sub> descargada de los automóviles con el fin de proteger el medio ambiente global. No puede permitirse que las disminuciones de peso vayan acompañadas de disminuciones en la resistencia exigida a las carrocerías automotrices. Por tanto, se están promoviendo aumentos en la resistencia de las chapas de acero para automóviles.

15

También hay mayores exigencias sociales de seguridad de los automóviles en colisiones. Por esta razón, las propiedades exigidas a las chapas de acero para automóviles no son simplemente una resistencia alta; también existe el deseo de una resistencia al impacto mejorada en caso de que se produzca una colisión durante la conducción. En concreto, existe el deseo de una resistencia a la deformación alta cuando la deformación tiene lugar a una tasa de tensión alta. Se está estudiando el desarrollo de chapas de acero que puedan satisfacer estas exigencias.

20

En general, se sabe que la diferencia entre el esfuerzo estático y el esfuerzo dinámico de una chapa de acero (en la presente invención, esta diferencia se denomina la diferencia estática-dinámica) es grande en las chapas de acero hechas de acero blando y disminuye a medida que aumenta la resistencia de las chapas de acero. Un ejemplo de una chapa de acero de múltiples fases que tiene tanto una resistencia alta como una diferencia estática-dinámica grande es una chapa de acero TRIP de baja aleación.

25

30

Como ejemplo específico de una chapa de acero de este tipo, el Documento de Patente 1 desvela una chapa de acero de resistencia alta de tipo de transformación inducida por tensión (chapa de acero TRIP) que tiene propiedades de deformación dinámica mejoradas que se obtiene mediante tensionamiento previo de una chapa de acero que tiene una composición que comprende, en porcentaje en masa, el 0,04-0,15 % de C, uno o ambos de entre Si y Al en un total del 0,3-3,0 % y un resto de Fe e impurezas inevitables y que tiene una estructura de múltiples fases que comprende una fase principal de ferrita y una segunda fase que incluye al menos el 3 por ciento en volumen de austenita. El tensionamiento previo se realiza mediante uno o ambos de entre laminación de templado y una nivelación de tensión de manera que la cantidad de deformación plástica T producida por el tensionamiento previo satisfaga la siguiente ecuación (A). La chapa de acero antes del tensionamiento previo tiene una propiedad de manera que la relación  $V(10)/V(0)$ , que es la relación de la fracción de volumen  $V(10)$  de la fase austenítica después de la deformación a una tensión equivalente del 10 % con respecto a 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 ( $\sigma_d - \sigma_s$ ) entre la resistencia a la deformación cuasiestática  $\sigma_s$  cuando se deforma a una tasa de tensión en el intervalo de  $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} \text{ (s}^{-1}\text{)}$  y la resistencia a la deformación dinámica  $\sigma_d$  cuando se deforma a una tasa de tensión en el intervalo de  $5 \times 10^2 - 5 \times 10^3 \text{ (s}^{-1}\text{)}$  después del tensionamiento previo de acuerdo con la Ecuación (A) a continuación es de al menos 60 MPa. Las chapas de acero que tienen una estructura de múltiples fases se denominan en lo sucesivo en el presente documento colectivamente chapas de acero de múltiples fases.

35

40

45

50

$$0,5\{[(V(10)/V(0))/C] - 3\} + 15 \geq T \geq 0,5\{[(V(10)/V(0))/C] - 3\} \cdots (A)$$

Como ejemplo de una chapa de acero de múltiples fases que tiene una segunda fase que es principalmente martensita, el Documento de Patente 2 desvela una chapa de acero de resistencia alta que tiene un equilibrio mejorado de resistencia y ductilidad y que tiene una diferencia estática-dinámica de al menos 170 MPa. La chapa de acero comprende granos ferríticos finos en los que el diámetro de grano promedio  $d_s$  de granos nanocristalinos que tienen un diámetro de grano de como máximo  $1,2 \mu\text{m}$  y el diámetro de grano promedio  $d_l$  de granos microcristalinos que tienen un diámetro de grano superior a  $1,2 \mu\text{m}$  satisfacen  $d_l/d_s \geq 3$ . En ese documento, la diferencia estática-dinámica se define como la diferencia entre el esfuerzo de deformación estática obtenido a una tasa de tensión de  $0,01 \text{ s}^{-1}$  y el esfuerzo de deformación dinámica obtenido cuando se realiza un ensayo de tracción a una tasa de tensión de  $1000 \text{ s}^{-1}$ . Sin embargo, el Documento de Patente 2 no contiene ninguna divulgación con respecto al esfuerzo de deformación en una región de tasa de tensión intermedia donde la tasa de tensión es superior a  $0,01 \text{ s}^{-1}$  e inferior a  $1000 \text{ s}^{-1}$ .

55

60

El Documento de Patente 3 desvela una chapa de acero que tiene una alta relación estática-dinámica que tiene una estructura de fase dual que consiste en martensita que tiene un diámetro de grano promedio de como máximo  $3 \mu\text{m}$  y ferrita que tiene un diámetro de grano promedio de como máximo  $5 \mu\text{m}$ . En ese documento, la relación estática-dinámica se define como la relación entre el límite elástico dinámico obtenido a una tasa de tensión de  $10^3 \text{ s}^{-1}$  con

65

respecto al límite elástico estático obtenido a una tasa de tensión de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Sin embargo, no existe ninguna divulgación con respecto a la diferencia estática-dinámica en una región en la que la tasa de tensión sea superior a  $0,01 \text{ s}^{-1}$  e inferior a  $1000 \text{ s}^{-1}$ . Además, el límite elástico estático de la chapa de acero desvelada en el Documento de Patente 3 es un valor bajo de  $31,9 \text{ kgf/mm}^2 - 34,7 \text{ kgf/mm}^2$ .

El Documento de Patente 4 desvela una chapa de acero laminada en frío que tiene propiedades de absorción de impacto mejoradas en las que la estructura comprende al menos el 75 % de una fase ferrítica que tiene un diámetro de grano promedio de como máximo  $3,5 \mu\text{m}$  y un resto de martensita templada. La energía absorbida evalúa las propiedades de absorción de impacto de la chapa de acero laminada en frío cuando se realiza un ensayo de tracción a una tasa de tensión de  $2000 \text{ s}^{-1}$ . Sin embargo, no existe ninguna divulgación en el Documento de Patente 4 con respecto a la energía de impacto absorbida en una región de tasa de tensión de menos de  $2000 \text{ s}^{-1}$ .

El Documento de Patente 5 es una solicitud de Patente Europea anterior que desvela un método de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente sometiendo una plancha obtenida mediante forja en caliente de un material de acero a una temperatura de al menos  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  a laminación en bruto y laminación de acabado seguidos de enfriamiento.

El Documento de Patente 6 desvela una chapa de acero laminada en caliente que tiene las características que se exponen en el preámbulo de la reivindicación 1, una chapa de acero laminada en frío que tiene las características que se exponen en el preámbulo de la reivindicación 2, una chapa de acero chapada que tiene las características que se exponen en el preámbulo de la reivindicación 3 y un método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente que tiene las características que se exponen en el preámbulo de la reivindicación 4.

Documentos de la técnica anterior

Documentos de Patente

- Documento de Patente 1: JP 3958842 B
- Documento de Patente 2: JP 2006-161077 A
- Documento de Patente 3: JP 2004-84074 A
- Documento de Patente 4: JP 2004-277858 A
- Documento de Patente 5: EP 2 565 288 A1
- Documento de Patente 6: US 2008/202639 A1

Divulgación de la invención

Las chapas de acero de la técnica anterior como las que se han descrito anteriormente tienen los siguientes problemas.

En el pasado, las chapas de acero para su uso como elementos de impacto para automóviles tenían por objeto aumentar la resistencia dinámica con el fin de mejorar la absorción de energía de impacto.

Sin embargo, con el fin de garantizar la seguridad en el momento de una colisión, es necesario mejorar no solo la resistencia dinámica sino también la ductilidad uniforme y la ductilidad local a una tasa de tensión alta (o una velocidad de deformación alta).

Con una chapa de acero de múltiples fases y resistencia alta que tiene una fase ferrítica como fase principal y una fase martensítica como fase secundaria (una chapa de acero DP), es difícil conseguir tanto la conformabilidad como las propiedades de absorción de impacto. Además, es difícil garantizar la ductilidad local.

En consecuencia, el objeto de la presente invención es proporcionar chapas de acero de múltiples fases en forma de una chapa de acero laminada en caliente, una chapa de acero laminada en frío y una chapa de acero chapada que tiene una ductilidad uniforme y una ductilidad local mejoradas a una tasa de tensión alta y un método para la fabricación de estas chapas de acero.

Los presentes inventores realizaron diversas investigaciones con respecto a un método de mejora de la ductilidad uniforme y la ductilidad local de una chapa de acero de múltiples fases a una tasa de tensión alta. Como resultado, obtuvieron los siguientes hallazgos.

- (1) La dureza a una tasa de tensión alta mejora refinando los granos.
- (2) Por otro lado, la ductilidad uniforme empeora refinando los granos.
- (3) Una disminución en la ductilidad uniforme se compensa dispersando martensita, bainita o austenita, que son más duras que la ferrita.
- (4) Con el fin de mejorar la ductilidad uniforme, es necesario dispersar una segunda fase que sea lo más dura posible y se prefiere la martensita dura que tiene un alto contenido de C disuelto.
- (5) Sin embargo, si la segunda fase es martensita dura, la ductilidad local empeora.
- (6) Si se transmite una variación de dureza a la segunda fase, aumenta la ductilidad local.

(7) Con el fin de satisfacer los puntos anteriores (4) y (6), la diferencia de nanodureza entre la primera fase que es ferrita y la segunda fase es grande y la variación de nanodureza es pequeña en la capa superficial de la chapa de acero, mientras que la diferencia en nanodureza es pequeña y la variación de la misma es grande en la porción central del espesor de la chapa, lo que hace posible proporcionar una chapa de acero laminada en caliente que

tiene tanto ductilidad uniforme como ductilidad local a una tasa de tensión alta.  
(8) Para una chapa de acero laminada en frío fabricada a partir de esta chapa de acero laminada en caliente, la ductilidad uniforme y la ductilidad local a una tasa de tensión alta mejoran manteniendo la nanodureza de la chapa de acero laminada en caliente en la porción central del espesor de chapa de la chapa de acero laminada en frío y haciendo la segunda fase en forma de varilla o en forma de listón.

Basándose en estos hallazgos, se descubrió que puede obtenerse una chapa de acero que tenga una ductilidad uniforme y una ductilidad local mejoradas a una tasa de tensión alta refinando los granos y controlando la dureza de la fase ferrítica y la segunda fase en la capa superficial y en la porción central del espesor de la chapa de acero.

Un modo de la presente invención que se proporciona basándose en los hallazgos anteriores es una chapa de acero laminada en caliente que tiene las características que se exponen en la reivindicación 1.

De acuerdo con otro modo, la presente invención proporciona una chapa de acero laminada en frío que tiene las características que se exponen en la reivindicación 2.

De acuerdo con otro modo más, la presente invención proporciona una chapa de acero chapada que tiene las características que se exponen en la reivindicación 3.

De acuerdo con aún otro modo más, la presente invención proporciona un método de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente como se expone en la reivindicación 4.

La presente invención también proporciona un método de fabricación de una chapa de acero laminada en frío en el que una chapa de acero laminada en caliente fabricada mediante el método descrito anteriormente de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente se usa como material de partida, y el material de partida se somete a laminación en frío y recocido continuo para obtener una chapa de acero laminada en frío, caracterizado por que la laminación en frío se realiza con una reducción de laminación del 50-90 % y en el recocido continuo, la chapa de acero después de la laminación en frío se calienta y se mantiene durante de 10 segundos a 150 segundos en un intervalo de temperatura de 750 °C a 850 °C y después se enfría a un intervalo de temperatura de 450 °C o inferior.

La presente invención también proporciona un método de fabricación de una chapa de acero chapada caracterizado por que una chapa de acero laminada en frío fabricada mediante el método descrito anteriormente de fabricación de una chapa de acero laminada en frío se somete a galvanización (chapado con cinc) seguida de tratamiento térmico para aleación en un intervalo de temperatura que no supere los 550 °C.

De acuerdo con la presente invención, es posible proporcionar de manera estable una chapa de acero laminada en caliente de múltiples fases, una chapa de acero laminada en frío y una chapa de acero chapada que tengan una ductilidad uniforme y una ductilidad local mejoradas a una tasa de tensión alta. Si estas chapas de acero se aplican a componentes de automóviles y similares, producen efectos industriales extremadamente beneficiosos, tales como una mejora notable esperada de la seguridad de los productos en colisiones.

Modos para realizar la invención

La presente invención tiene los siguientes 5 aspectos:

- (i) La resistencia, la ductilidad uniforme y la ductilidad local mejoran refinando los granos.
- (ii) La ductilidad uniforme y la ductilidad local a una tasa de tensión alta se consiguen ambas transmitiendo una variación a las propiedades de la segunda fase.
- (iii) En la capa superficial de una chapa de acero, la tasa de endurecimiento del trabajo mejora dispersando finamente una segunda fase dura.
- (iv) En el centro del espesor de la chapa de acero, la ductilidad local mejora transmitiendo una variación a la dureza de una segunda fase ligeramente blanda.
- (v) En una chapa de acero laminada en frío, la relación de aspecto de la segunda fase aumenta.

Las propiedades de la segunda fase se evalúan mediante la nanodureza medida mediante el método de nanoescotadura. Específicamente, se emplea una nanodureza medida con una carga de escotadura de 500  $\mu$ N usando una punta de Berkovich.

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

1. Estructura metalúrgica

Una chapa de acero de acuerdo con la presente invención tiene una estructura metalúrgica que comprende una fase principal de ferrita que tiene un diámetro de grano promedio de como máximo 3,0  $\mu\text{m}$  y una segunda fase que incluye al menos una de entre martensita, bainita y austenita. Debido a la presencia de la segunda fase, la proporción de la estructura global constituida por ferrita, que es la fase principal, es preferentemente como máximo del 80 %.

Si el diámetro del grano de ferrita supera los 3,0  $\mu\text{m}$ , la ductilidad local disminuye. En consecuencia, el diámetro de grano promedio de la ferrita es como máximo de 3,0  $\mu\text{m}$ . No se especifica un límite inferior, pero cuando la fabricación se realiza mediante el método de fabricación que se describe a continuación de acuerdo con la presente invención, normalmente es de al menos 0,5  $\mu\text{m}$ .

Si solo hay presente una fase ferrítica, es difícil garantizar la resistencia y la ductilidad, por lo que la segunda fase incluye al menos una de entre martensita, bainita y austenita.

(1) Estructura de la capa superficial en una chapa de acero laminada en caliente

Una chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente invención tiene las siguientes características en su capa superficial (la región desde la superficie de la chapa de acero hasta una profundidad de 100  $\mu\text{m}$ ). El diámetro de grano promedio de la segunda fase es como máximo de 2,0  $\mu\text{m}$ , la diferencia ( $\Delta nD_{\text{prom}}$ ) entre la nanodureza promedio de la ferrita ( $nD_{\alpha_{\text{prom}}}$ ), que es la fase principal y la nanodureza promedio de la segunda fase ( $nD_{2^{\circ}\text{prom}}$ ) es de al menos 6,0 GPa, como máximo de 10,0 GPa, y la diferencia ( $\Delta\sigma nD$ ) entre la desviación típica de la nanodureza de la segunda fase y la desviación típica de la nanodureza de la ferrita es como máximo de 1,5 GPa.

Cuando se aplica deformación por flexión o similar, se transmiten más tensiones de deformación a la capa superficial que en el centro del espesor de la chapa, por lo que es necesario darle a la capa superficial una estructura especializada.

Dispersando finamente una segunda fase (martensita, bainita y/o austenita) que es más dura que la fase madre de ferrita en la capa superficial, aumenta la tasa de endurecimiento del trabajo, aumentando de este modo la ductilidad uniforme.

Cuando el valor de  $\Delta\sigma nD_{\text{prom}}$  en la capa superficial es inferior a 6,0 GPa, la tasa de endurecimiento del trabajo se vuelve inadecuada. Por otro lado, si el valor de  $\Delta nD_{\text{prom}}$  en la capa superficial supera los 10,0 GPa, se desarrollan grietas fácilmente en la superficie de contacto entre la ferrita y la segunda fase.

Cuando el diámetro de grano promedio de la segunda fase supera los 2,0  $\mu\text{m}$ , se desarrollan grietas fácilmente en la superficie de contacto entre la ferrita y la segunda fase.

Con el fin de garantizar la tasa de endurecimiento del trabajo y la ductilidad uniforme, es necesario dispersar una segunda fase que sea lo más uniforme posible. Específicamente, la ductilidad uniforme empeora si la diferencia en las desviaciones típicas de la nanodureza ( $\Delta\sigma nD$ ) supera los 1,5 GPa.

No es necesario prescribir particularmente la estructura de la capa superficial de una chapa de acero laminada en frío que se obtiene mediante laminación en frío de una chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente invención porque con frecuencia se usa una chapa de acero laminada en frío después de realizar un tratamiento de superficie como piquelado o chapado, por lo que las propiedades de la chapa cambian debido al tratamiento de superficie.

(2) Estructura de la porción central en una chapa de acero de acuerdo con la presente invención

En una región de  $(1/4)t$  a  $(1/2)t$  del espesor de chapa de una chapa de acero laminada en caliente, una chapa de acero laminada en frío y una chapa de acero chapada de acuerdo con la presente invención (denominadas colectivamente una chapa de acero de acuerdo con la presente invención), en concreto, en una región de una ubicación a una profundidad de  $1/4$  del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero (en el caso de una chapa de acero chapada, desde la superficie de la chapa de acero que forma un sustrato) hasta el centro del espesor de la chapa (denominado a continuación la porción central), el valor de  $\Delta nD_{\text{prom}}$  es de al menos 3,5 GPa a como máximo 6,0 GPa y el valor de  $\Delta\sigma nD$  es de al menos 1,5 GPa.

Si todo el espesor de la chapa tiene una estructura similar a la de la capa superficial descrita anteriormente, la ductilidad local disminuye. En consecuencia, una chapa de acero de acuerdo con la presente invención tiene una estructura de múltiples capas en la que la estructura en la porción central es diferente de la estructura en la capa superficial o una estructura de gradiente en la que las propiedades de la estructura varían continuamente desde la capa superficial hasta la porción central.

Con el fin de mejorar la ductilidad local, es necesario dispersar una segunda fase relativamente blanda. En concreto,

si el valor de  $\Delta nD_{prom}$  en la porción central supera los 6,0 GPa, la ductilidad local disminuye. Sin embargo, si es inferior a 3,5 GPa, la resistencia disminuye. Además, la variación en la dureza de la segunda fase es eficaz para mejorar la ductilidad local. En concreto, no es posible garantizar la ductilidad después de la aparición del estrangulamiento si el valor de  $\Delta \sigma nD$  es inferior a 1,5 GPa.

5 (3) Diámetro de grano y relación de aspecto de la segunda fase en la porción central de una chapa de acero laminada en frío y chapa de acero chapada

10 En una chapa de acero laminada en frío y una chapa de acero chapada obtenida mediante chapado de una chapa de acero laminada en frío, el diámetro de grano promedio de la segunda fase en la porción central es como máximo de 2,0  $\mu m$ . Si supera los 2,0  $\mu m$ , se desarrollan grietas fácilmente en la superficie de contacto entre la ferrita y la segunda fase. En consecuencia, el diámetro de grano promedio de la segunda fase es como máximo de 2,0  $\mu m$ . No existe un límite inferior particular en el diámetro de grano promedio de la segunda fase. Cuando la fabricación se realiza mediante un método de fabricación de acuerdo con la presente invención, normalmente es de al menos 0,5  $\mu m$ .

15 La ductilidad local aumenta cambiando la forma de la segunda fase en la porción central de una forma isométrica a una forma de varilla o una forma de listón. Si la relación de aspecto (relación eje mayor/eje menor) de la segunda fase en la porción central es de 2 o menos, la ductilidad local se vuelve inadecuada. En consecuencia, la relación de aspecto de la segunda fase es superior a 2.

20 (4) Composición química del acero

A continuación, se explicará una composición química preferida de una chapa de acero de acuerdo con la presente invención.

25 C: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,2 %

30 Se establecen los límites superior e inferior del contenido de C preferentemente con el fin de ajustar los contenidos de ferrita, bainita, martensita y austenita y para garantizar la resistencia estática y la diferencia estática-dinámica. En concreto, si el contenido de C es inferior al 0,1 %, existe la preocupación de una mayor posibilidad de que no se pueda obtener la resistencia esperada porque el refuerzo de la solución sólida de ferrita se vuelve inadecuado y no se forma ninguna de entre bainita, martensita y austenita. Por otro lado, si el contenido de C supera el 0,2 %, existe la preocupación de una mayor posibilidad de una disminución en la diferencia estática-dinámica debido a la formación excesiva de una fase de alta dureza. En consecuencia, el intervalo para el contenido de C es preferentemente del 0,1 % al 0,2 %.

35 Si: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,6 %

40 Si tiene el efecto de aumentar la resistencia del acero mediante el refuerzo de la solución sólida y el aumento la ductilidad, y también tiene el efecto de aumentar la diferencia estática-dinámica suprimiendo la formación de carburos. Por tanto, el contenido de Si es preferentemente de al menos el 0,1 %. Sin embargo, sus efectos se saturan cuando está contenido en más del 0,6 % y existe la preocupación de una mayor posibilidad de fragilidad del acero. En consecuencia, el intervalo para el contenido de Si es preferentemente del 0,1 al 0,6 %.

45 Mn: de al menos el 1,0 % a como máximo el 3,0 %

50 Mn controla el comportamiento de transformación y controla la cantidad y dureza de una fase transformada que se forma durante la laminación en caliente y durante un proceso de enfriamiento después de la laminación en caliente, por lo que se establecen preferentemente los límites superior e inferior en el contenido de Mn. En concreto, si el contenido de Mn es inferior al 1,0 %, existe la preocupación de una mayor posibilidad de que no se pueda obtener la resistencia y la diferencia estática-dinámica deseadas porque se reducen las cantidades de una fase de ferrita bainítica y una fase martensítica que se forman. Si se añade Mn en más del 3,0 %, existe la preocupación de una mayor posibilidad de una disminución en la fuerza dinámica debido a la cantidad de una fase martensítica que se vuelve excesiva. En consecuencia, el intervalo para el contenido de Mn es del 1,0-3,0 %. Más preferentemente, es del 1,5-2,5 %.

55 Al: de al menos el 0,02 % a como máximo el 1,0 %

60 Al actúa como un desoxidante. Además, tiene el efecto de aumentar la resistencia y la ductilidad del acero mediante el control de la cantidad y la dureza de una fase transformada que se forma durante la laminación en caliente y durante una etapa de enfriamiento después de la laminación en caliente. En consecuencia, preferentemente contiene al menos el 0,02 % de Al. Sin embargo, los efectos del Al se saturan cuando está contenido en más del 1,0 % y existe la preocupación de una mayor posibilidad de fragilización del acero. En consecuencia, el intervalo para el contenido de Al es preferentemente del 0,02 % al 1,0 %.

65 Cr: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,7 %

Cr controla la cantidad y dureza de una fase transformada que se forma durante la laminación en caliente y durante una etapa de enfriamiento después de la laminación en caliente. Por tanto, se establecen preferentemente los límites superior e inferior del contenido de Cr. Cr tiene el efecto útil de garantizar la cantidad de bainita. Además, suprime la precipitación de carburos en bainita. Asimismo, el propio Cr tiene un efecto de refuerzo de solución sólida.

Si el contenido de Cr es inferior al 0,1 %, existe la preocupación de una mayor posibilidad de que no se pueda obtener la resistencia deseada. Por otro lado, si se añade Cr en más del 0,7 %, los efectos descritos anteriormente se saturan y existe la preocupación de una mayor posibilidad de que se suprima la transformación ferrítica. En consecuencia, el intervalo para el contenido de Cr es preferentemente del 0,1 al 0,7 %.

N: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,015 %

Se agrega N con el fin de formar nitruros con Ti o Nb y suprimir el engrosamiento de los granos. Si el contenido de N es inferior al 0,002 %, existe la preocupación de una mayor posibilidad de engrosamiento de la estructura después de la laminación en caliente debido al engrosamiento de los granos que puede producirse en el momento del calentamiento de la plancha. Por otro lado, si el contenido de N supera el 0,015 %, se forman nitruros gruesos, conduciendo a una preocupación de una mayor posibilidad de un efecto adverso sobre la ductilidad. En consecuencia, el intervalo para el contenido de N es preferentemente del 0,002 % al 0,015 %.

Preferentemente se incluyen uno o más de Ti, Nb y V.

Ti: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,02 %

Cuando se añade Ti, forma un nitruro. TiN es eficaz para prevenir el engrosamiento de los granos. Si el contenido de Ti es inferior al 0,002 %, no se obtiene este efecto. Por otro lado, si se añade Ti en más del 0,02 %, forma nitruros gruesos y, por tanto, disminuye la ductilidad, y existe la preocupación de una mayor posibilidad de que se suprima la transformación ferrítica. En consecuencia, cuando se añade Ti, la cantidad añadida es preferentemente del 0,002 al 0,02 %.

Nb: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,02 %

Cuando se añade Nb, forma un nitruro. De la misma manera que un nitruro de Ni, un nitruro de Nb es eficaz para prevenir el engrosamiento de los granos. Además, Nb forma un carburo de Nb, que contribuye a prevenir el engrosamiento de los granos de la fase ferrítica. Estos efectos no se obtienen si su contenido es inferior al 0,002 %. Si se añade Nb en más del 0,02 %, existe la preocupación de una mayor posibilidad de que se suprima una transformación ferrítica. En consecuencia, cuando se añade Nb, la cantidad añadida es preferentemente del 0,002 al 0,02 %.

V: de al menos el 0,01 % a como máximo el 0,1 %

Los carbonitruros de V son eficaces para prevenir el engrosamiento de los granos de la fase austenítica en una región de austenita de baja temperatura. Además, los carbonitruros de V contribuyen a prevenir el engrosamiento de los granos de la fase ferrítica. En consecuencia, puede añadirse V según sea necesario. Estos efectos no se consiguen si el contenido de V es inferior al 0,01 %. Por otro lado, si se añade V en más del 0,1 %, los precipitados aumentan y existe la preocupación de una mayor posibilidad de una disminución en la diferencia estática-dinámica. En consecuencia, la cantidad añadida de V cuando se añade es preferentemente del 0,01-0,1 %.

#### (5) Método de fabricación

##### (5-1) Método de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente

A continuación, se explicará un ejemplo preferido de un método de fabricación para fabricar una chapa de acero laminada en caliente que tenga la estructura metalúrgica descrita anteriormente. El siguiente método de fabricación es un ejemplo y una chapa de acero laminada en caliente que tiene la misma estructura puede fabricarse mediante otros métodos de fabricación.

En primer lugar, una plancha que tiene la composición química descrita anteriormente que se fabricó mediante fundición continua se somete a forja en caliente a una temperatura de al menos 850 °C. Una temperatura de forja inferior a 850 °C tiene un efecto de reblandecimiento bajo de la plancha, por lo que la forja se realiza a 850 °C o más. No existe límite superior para la temperatura de forja, siempre y cuando pueda realizarse la forja, pero es preferentemente como máximo de 1100 °C. No hay límite en la reducción en porcentaje del área, pero con el fin de disminuir el diámetro de grano promedio de la austenita después de la laminación en bruto, es preferentemente de al menos el 30 %. La plancha forjada en caliente generalmente se enfría a 700 °C o menos mediante enfriamiento natural o enfriamiento acelerado.

Con el fin de ablandar suficientemente la plancha antes de la laminación en caliente, la plancha se vuelve a calentar a 1200 °C o más. Haciendo que la temperatura de la plancha sea de al menos 1200 °C, la estructura se convierte en austenita. Durante el calentamiento, la austenita experimenta un crecimiento de grano, pero el diámetro del grano disminuye debido a la laminación en caliente posterior. La laminación en caliente se realiza de la siguiente manera.

5 En primer lugar se realiza una laminación en bruto para disminuir el diámetro de grano promedio de la austenita a un máximo de 50 µm. El diámetro de grano de austenita después se refina adicionalmente mediante la realización de laminación de acabado. La laminación de acabado se realiza de manera que la pasada de laminación final de la laminación de acabado esté en el intervalo de temperatura de (Ae<sub>3</sub> - 50 °C) a (Ae<sub>3</sub> + 50 °C) con una reducción de laminación de al menos 17 %. Cuando la reducción de laminación es inferior al 17 %, no se obtiene el diámetro de grano prescrito ni la nanodureza de la segunda fase.

15 En este caso, Ae<sub>3</sub> significa la temperatura de equilibrio térmico a la que el acero comienza a transformarse de austenita a ferrita. Realizando un grado alto de reducción en la proximidad del punto Ae<sub>3</sub> en la pasada de laminación final de la laminación de acabado, puede conseguirse el refinamiento del diámetro de grano de una chapa de acero laminada en caliente cuando se trata de un producto final. El punto Ae<sub>3</sub> se calcula usando el software de cálculo termodinámico Thermo-Calc (fabricado por Thermo-Calc Software AB) y es el valor calculado de Ae<sub>3</sub> en un estado de paraequilibrio. La Tabla 1 muestra el punto Ae<sub>3</sub> para cada tipo de acero.

20 Después, con el fin de suprimir la recrystalización de austenita, se inicia el enfriamiento 0,4 segundos después de la laminación. Este enfriamiento se realiza a una temperatura de 700 °C o inferior a una tasa de enfriamiento de al menos 600 °C/s. Realizando este enfriamiento rápido, puede suprimirse la recrystalización de austenita y puede obtenerse una estructura de grano fino en la que el diámetro de grano promedio de la ferrita sea como máximo de 3,0 µm.

25 Con el fin de producir ferrita a partir de austenita, el mantenimiento se realiza en un intervalo de temperatura de 600-700 °C durante el tiempo necesario para la transformación ferrítica, en concreto, durante al menos 0,4 segundos. Posteriormente, el enfriamiento se realiza a 400 °C o menos a una tasa de enfriamiento de menos de 100 °C/s, por lo que el resto que no experimentó transformación ferrítica permanece como austenita o se transforma en martensita y/o bainita.

30 Como resultado de realizar las etapas de fabricación descritas anteriormente, puede obtenerse una chapa de acero laminada en caliente caracterizada por tener la siguiente estructura metalúrgica.

35 A) La capa superficial tiene las siguientes características:

el diámetro de grano promedio de la segunda fase es como máximo de 2,0 µm, la diferencia ( $\Delta nD_{prom}$ ) entre la nanodureza promedio de la ferrita ( $nD_{aprom}$ ), que es la fase principal, y la nanodureza promedio de la segunda fase ( $nD_{2^{\circ}prom}$ ) es de al menos 6,0 GPa a como máximo 10,0 GPa, y la diferencia ( $\Delta\sigma nD$ ) entre la desviación típica de la nanodureza de la segunda fase y la desviación típica de la nanodureza de la ferrita es como máximo de 1,5 GPa.

B) La porción central tiene las siguientes características:

45 la diferencia ( $\Delta nD_{prom}$ ) en la nanodureza promedio es de al menos 3,5 GPa a como máximo 6,0 GPa, y la diferencia ( $\Delta\sigma nD$ ) en la desviación típica de la nanodureza es de al menos 1,5 GPa.

#### (5-2) Método de fabricación de una chapa de acero laminada en frío

50 La chapa de acero laminada en caliente descrita anteriormente se usa como material de partida y se somete a la laminación en frío y al recocido continuo que se describen a continuación para obtener una chapa de acero laminada en frío.

55 La reducción de laminación en frío se realiza al 50-90 %. Reduciendo la laminación en frío al menos un 50 %, resulta fácil acumular suficientes tensiones de trabajo en una chapa de acero. El límite superior de la reducción de laminación se establece desde el punto de vista de los equipos de fabricación y/o eficiencia de fabricación.

60 En el recocido continuo, la chapa de acero obtenida por laminación en frío se calienta y se mantiene durante al menos 10 segundos a un máximo de 150 segundos en un intervalo de temperatura de 750-850 °C y después se enfría a un intervalo de temperatura de 450 °C o inferior. Manteniendo durante 10-150 segundos en un intervalo de temperatura de 750-850 °C para realizar la recrystalización, las tensiones de trabajo que se acumulan mediante la laminación en frío descrita anteriormente obstruyen el crecimiento de los granos de cristal, lo que hace posible obtener una estructura de acero que tiene un diámetro de grano refinado.

65 Realizando la laminación en frío y el recocido continuo descritos anteriormente en una chapa de acero laminada en caliente que se fabrica de la manera descrita anteriormente, es posible obtener una chapa de acero laminada en frío caracterizada por tener la siguiente estructura metalúrgica.

La porción central tiene las siguientes características:

5 incluye una segunda fase que tiene un diámetro de grano promedio de 2,0  $\mu\text{m}$  como máximo y una relación de aspecto (eje mayor/eje menor) superior a 2, la diferencia ( $\Delta nD_{\text{prom}}$ ) entre la nanodureza promedio de la ferrita ( $nD_{\text{aprom}}$ ), que es la fase principal, y la nanodureza promedio de la segunda fase ( $nD_{2^{\circ} \text{prom}}$ ) es de al menos 3,5 GPa a como máximo 6,0 GPa, y la diferencia descrita anteriormente ( $\Delta\sigma nD$ ) en la desviación típica de la nanodureza es de al menos 1,5 GPa.

10 (5-3) Método de fabricación de una chapa de acero chapada

Puede obtenerse una chapa de acero chapada realizando adicionalmente una galvanización (chapado con cinc) en la chapa de acero laminada en frío descrita anteriormente. Cuando se emplea galvanización, la galvanización va seguida preferentemente de un tratamiento térmico de aleación en un intervalo de temperatura que no supera los 550 °C. Cuando se realiza galvanización por inmersión en caliente y el tratamiento térmico de aleación, es deseable desde el punto de vista de la productividad realizar desde el recocido continuo hasta la galvanización por inmersión en caliente y similares en una sola etapa usando equipos de galvanización por inmersión en caliente continua. Después del chapado, es posible aumentar adicionalmente la resistencia a la corrosión realizando un tratamiento de conversión química adecuado (tal como recubrimiento con una solución de tratamiento de conversión química sin cromo a base de silicato seguido de secado).

Incluso si el chapado como el descrito anteriormente se aplica a una chapa de acero laminada en frío fabricada de la manera descrita anteriormente, la estructura de la chapa de acero laminada en frío permanece en la chapa de acero chapada resultante. Por tanto, su estructura metalúrgica es una estructura con las siguientes características.

25 La porción central tiene las siguientes características:

30 incluye una segunda fase que tiene un diámetro de grano promedio de 2,0  $\mu\text{m}$  como máximo y una relación de aspecto (eje mayor/eje menor) superior a 2, la diferencia ( $\Delta nD_{\text{prom}}$ ) entre la nanodureza promedio de la ferrita ( $nD_{\text{aprom}}$ ), que es la fase principal, y la nanodureza promedio de la segunda fase ( $nD_{2^{\circ} \text{prom}}$ ) es de al menos 3,5 GPa a como máximo 6,0 GPa, y la diferencia descrita anteriormente ( $\Delta\sigma nD$ ) en la desviación típica de la nanodureza es de al menos 1,5 GPa.

### 35 Ejemplos

(chapa de acero laminada en caliente)

40 Los experimentos se realizaron usando planchas hechas de acero de tipo A, B, C, D y E con las composiciones químicas que se muestran en la Tabla 1 (espesor de 35 mm, ancho de 160-250 mm, longitud de 70-90 mm). Los tipos de acero A-C y E tenían composiciones químicas dentro del intervalo definido por la presente invención y el acero D tenía una composición química fuera del intervalo de la presente invención.

Tabla 1

Tipo de acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb	V	Al	N	Ae <sub>3</sub>
A	0,15	0,54	2,02	0,001	0,002	0,25	0,010	-	-	0,035	0,0025	845
B	0,15	0,53	2,04	0,001	0,002	0,25	0,010	0,008	-	0,033	0,0021	841
C	0,15	0,52	2,01	0,002	0,002	0,25	0,010	-	0,05	0,033	0,0030	847
D	0,16	0,51	2,01	0,013	0,002	0,51	0,057	0,008	-	0,017	0,0046	838
E	0,15	0,53	2,04	0,001	0,002	0,25	-	0,008	-	0,033	0,0021	840

45 Para cada uno de los aceros, se sometieron 150 kg de acero obtenido por fusión al vacío a forja en caliente y laminación en caliente en las condiciones que se muestran en la Tabla 2 para obtener una muestra de chapa de acero para el ensayo. El espesor terminado del ensayo de acero fue de 1,6-2,0 mm.

Tabla 2

N.º de ensayo	Tipo de acero	Forja				Laminación en caliente								
		Temp. de calentamiento (°C)	% De reducción del área a 850 °C o más	Temp. de enfriamiento de acero forjado	Temp. de calentamiento (°C)	Laminación en bruto		Laminación de acabado		Temp. al finalizar la laminación de acabado (°C)	Condiciones de enfriamiento			
						Número de pasadas	y diámetro de grano después de la laminación en bruto (µm)	Número de pasadas	Reducción de laminación en cada pasada		Tiempo hasta el inicio del enfriamiento (s)	Temp. al finalizar el enfriamiento (°C)	Tiempo de enfriamiento del intermedio (s)	Tasa de enfriamiento promedio a 400 °C (°C/s)
1	A	1250	50	TA	1250	4	35	3	30 %-30 %	800	0,1	650	0,5	42
2	A	1250	50	TA	1250	4	35	3	30 %-30 %	790	0,5	650	0,5	250
3	A	1250	0	TA	1250	4	70	3	30 %-30 %	850	0,1	650	0,5	45
4	A	1250	50	TA	1250	1	120	3	30 %-30 %	850	0,1	650	0,5	40
5	A	1250	50	TA	1250	4	35	3	23 %-10 %	850	0,1	650	0,5	40
6	B	1250	50	TA	1250	4	25	3	30 %-30 %	870	0,1	650	0,5	62
7	C	1250	50	TA	1250	4	30	3	30 %-30 %	820	0,1	650	0,5	65
8	D	1250	0	TA	1250	4	35	3	20 %-13 %	850	0,1	-	-	-
9	E	1250	50	TA	1250	4	25	3	30 %-30 %	870	0,1	650	0,5	62

Los ensayos N.º 1, 6, 7 y 9 eran muestras de chapas de acero fabricadas mediante un método de fabricación de acuerdo con la presente invención. Por el contrario, los ensayos N.º 2-5 y 8 eran muestras de chapas de acero fabricadas mediante un método de fabricación que tenía condiciones fuera del intervalo definido por la presente invención.

5 La Tabla 3 muestra los resultados de la medición de la estructura de cada muestra de ensayo de acero. El diámetro de grano se determinó a partir de una imagen bidimensional tomada con un microscopio electrónico de barrido (MEB) con un aumento de 3000x. La nanodureza de la ferrita y de la fase dura se determinó mediante el método de nanoescotadura. Una sección transversal de una muestra de chapa de acero en la dirección de laminación se pulió con papel de lija y después se sometió a pulido mecanoquímico con sílice coloidal y electropulido para retirar una capa deformada antes de someterla a medición. La medición mediante el método de nanoescotadura se realizó usando una punta de Berkovich con una carga de escotadura de 500  $\mu\text{N}$ . La escotadura en este momento tenía un diámetro de como máximo 0,1  $\mu\text{m}$ . La nanodureza de cada fase se midió en 20 puntos aleatorios ubicados a diferentes profundidades de la superficie en una sección transversal de la chapa de acero, y el resultado se sometió a un tratamiento estadístico para obtener la diferencia ( $\Delta nD_{\text{prom}}$ ) de nanodureza entre la ferrita y la segunda fase y la diferencia ( $\Delta \sigma nD$ ) de desviación típica de la nanodureza entre ellas (segunda fase menos ferrita).

10

15

Tabla 3

N.º de ensayo	Tipo de acero	Diámetro de grano promedio de la ferrita para la chapa completa (µm)	Capa superficial				Porción central						Observación		
			Diámetro de grano promedio de la ferrita (µm)	Diámetro de grano promedio de 2º fase (µm)	nD <sub>caprom</sub> (GPa)	nD <sub>2º prom</sub> (GPa)	ΔnD <sub>prom</sub> (GPa)	ΔσnD (GPa)	Diámetro de grano promedio de la ferrita (µm)	Diámetro de grano promedio de 2º fase (µm)	nD <sub>aprom</sub> (GPa)	2º prom (GPa)		ΔnD <sub>prom</sub> (GPa)	ΔσnD (GPa)
1	A	1,3	1,2	0,6	3,4	11,3	7,9	0,76	1,4	1,6	3,4	8,4	4,9	2,1	Inventivo
2	A	3,0	2,5	2,3	3,6	8,5	5,0	0,81	3,5	4,3	3,2	7,9	4,6	0,96	Compar.
3	A	1,4	1,2	1,1	2,9	8,3	5,5	1,1	1,5	1,5	3,2	8,2	5,2	2,3	Compar.
4	A	2,8	2,6	2,5	3,5	8,4	4,9	0,95	2,9	3,2	3,3	8,1	4,2	2,0	Compar.
5	A	2,5	2,5	2,3	3,5	8,6	5,1	0,89	2,8	4,1	3,4	7,9	4,3	1,8	Compar.
6	B	1,0	0,8	0,5	3,6	12,4	8,7	0,85	1,2	0,9	3,7	8,6	4,7	2,6	Inventivo
7	C	1,0	0,9	0,7	3,5	13,7	10,0	0,55	1,0	1,2	3,4	8,3	4,8	3,1	Inventivo
8	D	1,7	1,5	0,3	4,5	5,6	1,0	0,65	1,8	3,5	4,7	5,6	0,9	0,75	Compar.
9	E	1,2	1,0	0,5	3,5	11,8	8,3	0,81	1,3	1,2	3,5	8,5	4,8	2,3	Inventivo

La Tabla 4 muestra las propiedades de las chapas de acero resultantes.

Tabla 4

N.º de ensayo	Tipo de acero	Propiedades de deformación cuasiestática (tasa de tensión: 0,01 s <sup>-1</sup> )				Propiedades de deformación dinámica (tasa de tensión: 100 s <sup>-1</sup> )		
		Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento uniforme (%)	Alargamiento local (%)	Propiedades de flexión	Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento uniforme (%)	Alargamiento local (%)
1	A	923	27	18	O	1027	28	19
2	A	999	23	7	X	1017	28	2
3	A	913	28	12	O	1026	30	3
4	A	901	26	11	O	1125	17	0
5	A	952	18	12	O	1111	23	5
6	B	925	25	15	O	1036	24	15
7	C	913	23	11	O	1020	26	10
8	D	1003	24	3	X	1053	22	3
9	E	924	26	16	O	1032	26	17

5 Las propiedades de tracción se evaluaron mediante un ensayo de tracción cuasiestática a una tasa de tensión de 0,01 s<sup>-1</sup> y un ensayo de tracción dinámica a una tasa de tensión de 100 s<sup>-1</sup> ambos usando una pieza de ensayo con una longitud de calibre de 4,8 mm y un ancho de calibre de 2 mm. El ensayo de tracción dinámica se realizó usando una máquina de ensayo de material de bloque con detección de esfuerzo.

10 Las propiedades de flexión se evaluaron realizando una flexión de contacto de 180° a una tasa de tensión promedio de 0,01 s<sup>-1</sup> y observando visualmente si había grietas. En la Tabla 4, los casos en los que no se observaron grietas se muestran como O y los casos en los que se observaron grietas se muestran como x.

15 Las chapas de acero de los ensayos N.º 1, 6, 7 y 9 que se fabricaron mediante un método de fabricación de acuerdo con la presente invención tenían una resistencia a la tracción de al menos 900 MPa, un alargamiento uniforme de al menos el 23 %, un alargamiento local de al menos el 10 % y buenas propiedades de flexión tanto con deformación cuasiestática como con deformación dinámica. Las chapas de acero de los ensayos N.º 2-5 y 8 que se fabricaron mediante un método de fabricación para el que las condiciones estaban fuera del intervalo definido por la presente invención tenían una buena resistencia a la tracción, pero las propiedades de alargamiento uniforme, alargamiento local y/o flexión eran inadecuadas.

(chapa de acero laminada en frío y chapa de acero chapada)

25 Las chapas de acero laminadas en caliente que se fabricaron mediante el método descrito anteriormente se sometieron a laminación en frío y después a tratamiento térmico que simulaba el patrón de calor en un equipo de galvanización por inmersión en caliente continua usando un simulador de recocido continuo.

30 La Tabla 5 muestra los métodos de fabricación de chapas de acero laminadas en caliente que se sometieron a laminación en frío y la Tabla 6 muestra las condiciones de laminación para laminación en frío y las condiciones para el tratamiento térmico correspondiente al recocido continuo y el tratamiento de aleación después del chapado. La estructura de las chapas de acero resultantes se midió de la misma manera que para las chapas de acero laminadas en caliente descritas anteriormente. La relación de aspecto promedio de la segunda fase en la porción central se encontró a partir de la imagen de MEB utilizada para la medición del diámetro de grano promedio.

Tabla 5

N.º de ensayo	Tipo de acero	Forja				Laminación en caliente							
		Temp. de calentamiento (°C)	% De reducción del área a 850 °C o más	Temp. de enfriamiento de acero forjado	Temp. de calentamiento (°C)	Laminación en bruto		Laminación de acabado		Temp. al finalizar la laminación de acabado (°C)	Condiciones de enfriamiento		
						Número de pasadas	Y diámetro de grano después de la laminación en bruto (µm)	Número de pasadas	Reducción de laminación en cada pasada		Tiempo hasta el inicio del enfriamiento (s)	Temp. al finalizar el enfriamiento (°C)	Tiempo de enfriamiento del intermedio (s)
10	B	1250	50	TA	1250	4	25	3	30 %-30 %-30 %	870	0,1	0,5	62
11	B	1250	50	TA	1250	4	25	3	30 %-30 %-30 %	870	0,1	0,5	120
12	D	1250	50	TA	1250	4	25	3	30 %-30 %-30 %	850	0,1	0,5	70
13	B	1250	50	TA	1250	4	25	3	30 %-30 %-30 %	870	0,1	0,5	62

Tabla 6

N.º de ensayo	Tipo de acero	Reducción de laminación en frío	Temp. de recocido	Tiempo de recocido	Temperatura de tratamiento térmico para la aleación	Tiempo total para el tratamiento térmico de aleación
10	B	55 %	800 °C	120 s	400-450 °C	300 s
11	B	55 %	780 °C	120 s	350-400 °C	300 s
12	D	35 %	900 °C	120 s	400-420 °C	300 s
13	B	35 %	900 °C	120 s	400-420 °C	300 s

La Tabla 7 muestra los resultados de la medición de la estructura metalúrgica de las muestras de ensayo de acero. La Tabla 8 muestra las propiedades mecánicas de las chapas de acero resultantes. Los resultados que se muestran en la Tabla 8 son los resultados para chapas de acero después de realizar el tratamiento térmico correspondiente al tratamiento térmico de aleación. Se cree que incluso si se realiza tratamiento de chapado y tratamiento térmico de aleación, la estructura de la chapa de acero laminada en frío original permanece y presenta las mismas propiedades, por lo que la medición de la estructura y las propiedades de las chapas de acero (chapas de acero laminado en frío) antes de realizar el tratamiento térmico correspondiente al chapado se omitió.

Tabla 7

N.º de ensayo	Tipo de acero	Porción central							Observación
		Diámetro de grano promedio de la ferrita (mm)	Diámetro de grano promedio de la fase (mm)	$nD_{\text{qprom}}$ (GPa)	$nD_{2^{\circ}}^{\text{prom}}$ (GPa)	$\Delta nD_{\text{qprom}}$ (GPa)	$\Delta \sigma nD$ (GPa)	Relación de aspecto de la 2ª fase	
10	B	2,3	1,8	3,2	7,9	4,7	1,9	2,5	Inventivo
11	B	2,5	1,5	3,1	7,5	4,4	2,1	3,5	Inventivo
12	D	3,5	0,8	3,1	11,8	8,7	2,3	1,2	Compar.
13	B	3,1	1,3	3,1	9,9	6,7	2,1	1,9	Compar.

Tabla 8

N.º de ensayo	Tipo de acero	Propiedades de deformación cuasiestática (tasa de tensión: 0,01 s <sup>-1</sup> )				Propiedades de deformación dinámica (tasa de tensión: 100 s <sup>-1</sup> )		
		Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento uniforme (%)	Alargamiento local (%)	Propiedades de flexión	Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento uniforme (%)	Alargamiento local (%)
10	B	968	27	18	O	1111	23	19
11	B	975	23	17	O	1022	28	14
12	D	1023	18,2	6,1	X	1026	14,3	3
13	B	945	20	8,8	X	999	18,5	7

Las chapas de acero de los ensayos n.º 10 y 11 que se fabricaron mediante el método de fabricación de acuerdo con la presente invención mantuvieron una resistencia a la tracción de al menos 900 MPa, un alargamiento uniforme de al menos el 23 %, un alargamiento local de al menos el 10 % tanto con deformación cuasiestática como con deformación dinámica y tenían buenas propiedades de flexión. Por el contrario, las chapas de acero de los ensayos N.º 12 y 13 que se fabricaron mediante métodos de fabricación que tenían condiciones fuera del intervalo definido por la presente invención tenían una buena resistencia a la tracción, pero las propiedades de alargamiento uniforme, alargamiento local y/o flexión eran inadecuadas.

## REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminada en caliente que tiene una ductilidad uniforme y una ductilidad local mejoradas a una tasa de tensión alta que comprende una fase principal de ferrita que tiene un diámetro de grano promedio de 3,0  $\mu\text{m}$  como máximo y una segunda fase que incluye al menos una de entre martensita, bainita y austenita, comprendiendo el material de acero, en porcentaje en masa, C: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,2 %, Si: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,6 %, Mn: de al menos el 1,0 % a como máximo el 3,0 %, Al: de al menos el 0,02 % a como máximo el 1,0 %, Cr: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,7 %, y N: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,015 %, uno o más elementos seleccionados entre el grupo que consiste en Ti: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,02 %, Nb: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,02 %, y V: de al menos el 0,01 % a como máximo el 0,1 %, y un resto de Fe e impurezas, caracterizada por que en una capa superficial de la chapa de acero que es una región entre la superficie de la chapa de acero y una ubicación a una profundidad de 100  $\mu\text{m}$  desde la superficie, la segunda la fase tiene un diámetro de grano promedio de como máximo 2,0  $\mu\text{m}$ , la diferencia ( $\Delta nD_{\text{prom}}$ ) entre la nanodureza promedio de la ferrita ( $nD_{\text{aprom}}$ ), que es la fase principal, y la nanodureza promedio de la segunda fase ( $nD_{2^{\text{a}} \text{prom}}$ ) es de al menos 6,0 GPa a como máximo 10,0 GPa, y la diferencia ( $\Delta \sigma nD$ ) entre la desviación típica de la nanodureza de la segunda fase y la desviación típica de la nanodureza de la ferrita es de como máximo 1,5 GPa, y en una porción central de la chapa de acero que es una región de una ubicación a una profundidad de 1/4 del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero hasta el centro del espesor de la chapa, la diferencia descrita anteriormente ( $\Delta nD_{\text{prom}}$ ) en la nanodureza promedio es de al menos 3,5 GPa a como máximo 6,0 GPa y la diferencia descrita anteriormente ( $\Delta \sigma nD$ ) en la desviación típica de la nanodureza es de al menos 1,5 GPa.
2. Una chapa de acero laminada en frío que tiene una ductilidad uniforme y una ductilidad local mejoradas a una tasa de tensión alta que comprende una fase principal de ferrita que tiene un diámetro de grano promedio de como máximo 3,0  $\mu\text{m}$  y una segunda fase que incluye al menos una de entre martensita, bainita y austenita, comprendiendo el material de acero, en porcentaje en masa, C: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,2 %, Si: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,6 %, Mn: de al menos el 1,0 % a como máximo el 3,0 %, Al: de al menos el 0,02 % a como máximo el 1,0 %, Cr: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,7 %, y N: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,015 %, uno o más elementos seleccionados entre el grupo que consiste en Ti: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,02 %, Nb: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,02 %, y V: de al menos el 0,01 % a como máximo el 0,1 %, y un resto de Fe e impurezas, caracterizada por que en una porción central de la chapa de acero que es una región de una ubicación a una profundidad de 1/4 del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero hasta el centro del espesor de la chapa, la segunda fase tiene un diámetro de grano promedio de como máximo 2,0  $\mu\text{m}$  y una relación de aspecto (eje mayor/eje menor) superior a 2, la diferencia ( $\Delta nD_{\text{prom}}$ ) entre la nanodureza promedio de la ferrita ( $nD_{\text{aprom}}$ ), que es la fase principal, y la nanodureza promedio de la segunda fase ( $nD_{2^{\text{a}} \text{prom}}$ ) es de al menos 3,5 GPa a como máximo 6,0 GPa, y la diferencia ( $\Delta \sigma nD$ ) entre la desviación típica de la nanodureza de la segunda fase y la desviación típica de la nanodureza de la ferrita es de al menos 1,5 GPa.
3. Una chapa de acero chapada que tiene una ductilidad uniforme y una ductilidad local mejoradas a una tasa de tensión alta que comprende una fase principal de ferrita que tiene un diámetro de grano promedio de como máximo 3,0  $\mu\text{m}$  y una segunda fase que incluye al menos una de entre martensita, bainita y austenita, comprendiendo el material de acero, en porcentaje en masa, C: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,2 %, Si: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,6 %, Mn: de al menos el 1,0 % a como máximo el 3,0 %, Al: de al menos el 0,02 % a como máximo el 1,0 %, Cr: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,7 %, y N: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,015 %, uno o más elementos seleccionados entre el grupo que consiste en Ti: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,02 %, Nb: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,02 %, y V: de al menos el 0,01 % a como máximo el 0,1 %, y un resto de Fe e impurezas, caracterizada por que en una porción central de la chapa de acero que es una región de una ubicación a una profundidad de 1/4 del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero hasta el centro del espesor de la chapa, la segunda fase tiene un diámetro de grano promedio de como máximo 2,0  $\mu\text{m}$  y una relación de aspecto (eje mayor/eje menor) superior a 2, la diferencia ( $\Delta nD_{\text{prom}}$ ) entre la nanodureza promedio de la ferrita ( $nD_{\text{aprom}}$ ), que es la fase principal, y la nanodureza promedio de la segunda fase ( $nD_{2^{\text{a}} \text{prom}}$ ) es de al menos 3,5 GPa a como máximo 6,0 GPa, y la diferencia ( $\Delta \sigma nD$ ) entre la desviación típica de la nanodureza de la segunda fase y la desviación típica de la nanodureza de la ferrita es de al menos 1,5 GPa.
4. Un método de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente que tiene una ductilidad uniforme y una ductilidad local mejoradas a una tasa de tensión alta en la que una plancha obtenida mediante forja en caliente de un material de acero a una temperatura de al menos 850 °C se recalienta a al menos 1200 °C y después se somete a laminación continua en caliente, comprendiendo el material de acero, en porcentaje en masa, C: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,2 %, Si: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,6 %, Mn: de al menos el 1,0 % a como máximo el 3,0 %, Al: de al menos el 0,02 % a como máximo el 1,0 %, Cr: de al menos el 0,1 % a como máximo el 0,7 %, y N: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,015 %, uno o más elementos seleccionados entre el grupo que consiste en Ti: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,02 %, Nb: de al menos el 0,002 % a como máximo el 0,02 %, y V: de al menos el 0,01 % a como máximo el 0,1 %, y un resto de Fe e impurezas, en el que la laminación continua en caliente comprende

- una etapa de laminación de acabado, y  
una etapa de enfriamiento en la que la chapa de acero obtenida mediante la etapa de laminación de acabado se enfría en 0,4 segundos después de completar la etapa de laminación de acabado a 700 °C o menos, la chapa de acero después del enfriamiento se mantiene durante al menos 0,4 segundos en un intervalo de temperatura de 600 °C a 700 °C, y la chapa de acero después del mantenimiento se enfría a 400 °C o menos a una tasa de enfriamiento de como máximo 120 °C/s,
- 5 caracterizado por  
una etapa de laminación en bruto en la que se lamina la plancha recalentada para obtener una chapa de acero que tiene un diámetro de grano promedio de la austenita de como máximo 50 µm, en la que  
10 la plancha se obtiene mediante forja en caliente del material de acero con una reducción en el área de al menos el 30 %,  
en la etapa de laminación de acabado, la chapa de acero obtenida mediante la etapa de laminación en bruto se lamina de manera que la pasada de laminación final esté en el intervalo de temperatura de (Ae<sub>3</sub> - 50 °C) a (Ae<sub>3</sub> + 50 °C) con una reducción de laminación de al menos el 17 %, y  
15 en la etapa de enfriamiento, la chapa de acero obtenida mediante la etapa de laminación de acabado se enfría a 700 °C o menos a una tasa de enfriamiento de al menos 600 °C/s.
5. Un método de fabricación de una chapa de acero laminada en frío usando una chapa de acero laminada en caliente fabricada mediante el método de fabricación para una chapa de acero laminada en caliente establecido en la  
20 reivindicación 4 como material de partida y sometiendo el material de partida a laminación en frío y recocido continuo para obtener una chapa de acero laminada en frío, en el que  
la laminación en frío tiene una reducción de laminación del 50-90 %, y  
el recocido continuo se realiza calentando la chapa de acero después de la laminación en frío para mantenerla durante 10-150 segundos en un intervalo de temperatura de 750-850 °C y después enfriando a un intervalo de temperatura de  
25 450 °C o inferior.
6. Un método de fabricación de una chapa de acero chapada sometiendo una chapa de acero laminada en frío fabricada mediante el método de fabricación para una chapa de acero laminada en frío establecido en la reivindicación 5 a galvanización y después tratamiento térmico de aleación en un intervalo de temperatura que no supere los 550 °C.