

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 705 232**

51 Int. Cl.:

<b>C21D 6/00</b>	(2006.01) <b>C22C 38/02</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/00</b>	(2006.01) <b>C22C 38/04</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/02</b>	(2006.01) <b>C22C 38/06</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/04</b>	(2006.01) <b>C22C 38/12</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/48</b>	(2006.01) <b>C22C 38/14</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01) <b>C22C 38/16</b>	(2006.01)
<b>C23C 2/02</b>	(2006.01)	
<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)	
<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)	
<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **31.01.2011 PCT/JP2011/051896**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.08.2011 WO11093490**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **31.01.2011 E 11737199 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **14.11.2018 EP 2530180**

54 Título: **Lámina de acero y método para fabricar la lámina de acero**

30 Prioridad:

**17.02.2010 JP 2010032667**  
**29.01.2010 JP 2010019193**

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

**22.03.2019**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**OKAMOTO RIKI;**  
**SUGIURA NATSUKO;**  
**SANO KOHICHI;**  
**WAKABAYASHI CHISATO;**  
**YOSHINAGA NAOKI y**  
**KAWASAKI KAORU**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 705 232 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**

Lámina de acero y método para fabricar la lámina de acero

**Campo técnico**

5 La presente invención se refiere a una lámina de acero y un método para fabricar una lámina de acero. La lámina de acero es una lámina de acero de alta resistencia que es apropiada para un material estructural de un vehículo o usado de manera similar que se trabaja principalmente por prensa y tiene un alargamiento excelente, flexibilidad en V y estabilidad de formación por prensa aumentada.

Se reivindica la prioridad sobre la solicitud de patente japonesa N° 2010-019193, presentada el 29 de enero de 2010, y la solicitud de patente japonesa N° 2010-032667, presentada el 17 de febrero de 2010.

10 **Antecedentes de la técnica**

Se requieren un alargamiento y flexibilidad en V excelentes además de alta resistencia de una lámina de acero usada en la estructura de la carrocería de un vehículo.

Se sabe que una lámina de acero TRIP (Plasticidad Inducida por Transformación) que contiene una fase de austenita retenida exhibe alta resistencia y alto alargamiento debido al efecto TRIP.

15 En el Documento de Patente 1, para el fin de aumentar adicionalmente el alargamiento del acero de austenita retenida, se describe una técnica para asegurar una alta fracción de una fase de austenita retenida, controlando de este modo dos tipos de fases de ferrita (fase de ferrita bainítica y de ferrita poligonal).

En el Documento de Patente 2, para el fin de asegurar el alargamiento y fijabilidad de forma, se describe una técnica para especificar la forma de una fase de austenita como una relación de aspecto.

20 En el Documento de Patente 3, para el fin de potenciar adicionalmente el alargamiento, se describe una técnica para optimizar la distribución de una fase de austenita.

Además, en los Documentos de Patente 4 y 5, se describe una técnica para potenciar la ductilidad local mediante la uniformización de la estructura. El Documento de Patente 6 se refiere a una lámina de acero de alta resistencia a la tracción que tiene una ductilidad y expandibilidad de agujeros mejoradas, que consiste esencialmente, en base a peso, en: C: 0,05-0,3%, Si: menos que 2,5%, Mn: 0,05-4%, Al: mayor que 0,10% y no mayor que 2,0%, en donde  $0,5 \leq Si(\%) + Al(\%) \leq 3,0$ ,

25 cuando se añaden: Cu: 0,1-2,0%, Ni: 0-1,0% y  $Ni(\%) \geq Cu(\%)/3$ , Cr: 0,5-5,0%, Ca: 0,0002-0,01%, Zr: 0,01-0,10%, metal de tierras raras (REM) 0,01-0,10%, Nb: 0,005-0,10%, Ti: 0,005-0,10%, V: 0,005-0,20%, y un resto de Fe e impurezas inevitables, limitándose N a 0,01% o menos, teniendo la lámina de acero una estructura que comprende al menos 5% en volumen de austenita retenida.

**Documentos de la técnica relacionados**

Documentos de Patente

[Documento de Patente 1] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N° 2006-274418

[Documento de Patente 2] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N° 2007-154283

35 [Documento de Patente 3] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N° 2008-56993

[Documento de Patente 4] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N° 2003-306746

[Documento de Patente 5] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N° H04-88125

[Documento de Patente 6] US 005470529 A

Documento No de Patente

40 [Documento No de Patente 1] M. Takahashi: IS3-2007, (2007), 47-50.

**Descripción de la invención**

Problema técnico

45 El acero de austenita retenida es acero en el que una fase de austenita retenida está contenida en una estructura de acero aumentando la concentración de C de austenita mediante el control de la transformación de ferrita y la transformación de bainita durante el recocido. Sin embargo, el acero de austenita retenida tiene una estructura mixta,

y por tanto puede no exhibir una flexibilidad en V (flexibilidad local) alta. Por lo tanto, en la técnica mencionada anteriormente, obtener tanto un alargamiento más alto como una flexibilidad en V más alta requeridos de una lámina de acero de alta resistencia actual no se consigue.

5 Además, el efecto TRIP tiene dependencia de la temperatura, y en la formación por prensa real, la temperatura de una boquilla cambia durante la formación por prensa. Por lo tanto, en un caso donde se somete una lámina de acero TRIP a formación por prensa, pueden producirse defectos tales como formación de grietas en una fase inicial de la formación por prensa a, por ejemplo, aproximadamente 25°C, y en una fase tardía de la formación por prensa a, por ejemplo, aproximadamente 150°C, y por tanto hay un problema con la estabilidad de la formación por prensa.

10 Por lo tanto, además de un alto alargamiento y flexibilidad en V, alcanzar una estabilidad de formación por prensa excelente sin depender de un cambio de temperatura durante la formación por prensa es un objeto en la práctica.

Un objeto de la presente invención es proporcionar una lámina de acero que tiene un alargamiento y flexibilidad en V más altos en comparación con los de la técnica relacionada y que tiene además una estabilidad de formación por prensa excelente, y un método para fabricar la misma.

Medios para solucionar el problema

15 La presente invención se define en las reivindicaciones.

### Efectos ventajosos de la invención

20 Según las medidas descritas anteriormente, el gradiente de concentración de C en la fase de austenita retenida se controla apropiadamente, para que pueda obtenerse una fase de austenita retenida extremadamente estable. Como resultado, debido al efecto TRIP de la austenita retenida, puede exhibirse un alargamiento extremadamente alto y una alta flexibilidad en V a pesar de la alta resistencia. Además, en el caso donde las cantidades de los granos cristalinos de diámetro pequeño y los granos cristalinos de diámetro grande se controlen apropiadamente, la estabilidad de la función TRIP de la austenita retenida puede dispersarse. Por lo tanto, puede exhibirse una estabilidad de formación por prensa excelente que no depende de un cambio de temperatura durante la formación por prensa. Además, en un caso donde el gradiente de concentración de C de los granos cristalinos de diámetro pequeño y el gradiente de concentración de C de los granos cristalinos de diámetro grande se controlan apropiadamente, puede exhibirse una estabilidad de formación por prensa superior.

### Breve descripción de los dibujos

La FIG. 1 es un diagrama que muestra la relación entre la resistencia a la tracción y el alargamiento de láminas de acero a 25°C según los Ejemplos y los Ejemplos Comparativos.

30 La FIG. 2 es un diagrama que muestra la relación entre la resistencia a la tracción y el radio mínimo de flexión en V (flexibilidad en V) de las láminas de acero según los Ejemplos y los Ejemplos Comparativos.

La FIG. 3 es un diagrama que muestra la relación entre la resistencia a la tracción y el alargamiento a 150°C según los Ejemplos y los Ejemplos Comparativos.

### Descripción de realizaciones

35 Los inventores encontraron que para hacer que el efecto TRIP de la austenita retenida actúe no solo sobre el alargamiento sino también la flexibilidad en V, aumentar la estabilidad de una fase de austenita retenida hasta un grado de igual a o más alto que el de hasta ahora es eficaz, y para causar que el efecto TRIP actúe sobre un intervalo de temperatura de formación por prensa amplio, dispersar uniformemente las fases de austenita retenida con estabilidades diferentes es eficaz.

40 Sin embargo, en una técnica para aumentar la concentración de C en las fases de austenita retenida usando una transformación de bainita del acero de austenita retenida según la técnica relacionada, la concentración de C puede no ser aumentada hasta una concentración del punto  $T_0$  o más alta descrita en el Documento No de Patente 1, y la estabilidad de la fase de austenita retenida puede no ser aumentada.

45 Aquí, como resultado del intensivo examen de los inventores, se descubrió que puede obtenerse una fase de austenita retenida extremadamente estable controlando apropiadamente un gradiente de concentración de C en la fase de austenita retenida, y pueden dispersarse uniformemente fases de austenita con estabilidades diferentes controlando apropiadamente la distribución de tamaños de grano de los granos de austenita en la fase de austenita retenida.

En lo sucesivo, se describirá en detalle una lámina de acero según una realización de la presente invención preparada en base al descubrimiento descrito anteriormente.

50 Primero, con respecto al acero según esta realización y una plancha (plancha colada) que es el material masivo del mismo, se describirán los componentes químicos del acero. Aquí, "%", que representa la cantidad de cada elemento, significa % en masa.

## ES 2 705 232 T3

(Elementos básicos)

Los componentes químicos del acero contienen C, Si, Mn, y Al como elementos básicos.

(C: 0,05 a 0,35%)

5 C es un elemento extremadamente importante para aumentar la resistencia del acero y asegurar una fase de austenita retenida. Cuando un contenido de C es menos que 0,05%, puede que no se asegure una resistencia suficiente, y puede que no se obtenga una fase de austenita retenida suficiente. Por otra parte, cuando el contenido de C excede de 0,35%, la ductilidad o la soldabilidad por puntos se deterioran significativamente. En consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de C puede especificarse como un intervalo más estrecho.

10 Por lo tanto, con relación al contenido de C, el límite inferior del mismo se especifica como 0,05%, preferiblemente 0,08%, y más preferiblemente 0,15%, y el límite superior del mismo se especifica como 0,35%, preferiblemente 0,26%, y más preferiblemente 0,22%.

(Si: 0,05 a 2,0%)

15 Si es un elemento importante en términos de asegurar la resistencia. En un caso donde un contenido de Si es igual a o más alto que 0,05%, se obtiene un efecto de contribuir a la generación de la fase de austenita retenida y asegurar la ductilidad. Por otra parte, en un caso donde el contenido de Si excede de 2,0%, tal efecto se satura, y además, es más probable que se produzca una fragilización del acero. En un caso donde se necesita facilitar un galvanizado por inmersión en caliente y tratamientos de conversión química, el límite superior del mismo puede especificarse como 1,8%. En consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de Si puede especificarse como un intervalo más estrecho.

20 Por lo tanto, con relación al contenido de Si, el límite inferior del mismo se especifica como 0,05%, preferiblemente 0,1%, y más preferiblemente 0,5%, y el límite superior del mismo se especifica como 2,0%, preferiblemente 1,8%, y más preferiblemente 1,6%.

(Mn: 0,8 a 3,0%)

25 Mn es un elemento importante en términos de asegurar la resistencia. En un caso donde un contenido de Mn es igual a o más alto que 0,8%, se obtiene un efecto de contribuir a la generación de la fase de austenita retenida y asegurar la ductilidad. Por otra parte, en un caso donde el contenido de Mn excede de 3,0%, la capacidad de endurecimiento es aumentada, la fase de austenita retenida se transforma en fase de martensita, y por tanto es más probable que se cause un aumento excesivo en resistencia. Como resultado, los productos varían significativamente, y la ductilidad llega a ser insuficiente. En consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de Mn puede especificarse como un intervalo más estrecho.

30 Por lo tanto, con relación al contenido de Mn, el límite inferior del mismo se especifica como 0,8%, preferiblemente 0,9%, y más preferiblemente 1,2%, y el límite superior del mismo se especifica como 3,0%, preferiblemente 2,8%, y más preferiblemente 2,6%.

(Al: 0,01 a 2,0%)

35 En un caso donde un contenido de Al es igual a o más alto que 0,01%, como Si, se obtiene un efecto de contribuir a la generación de la fase de austenita retenida y asegurar la ductilidad. Por otra parte, en un caso donde el contenido de Al excede de 2,0%, tal efecto se satura, y el acero se vuelve quebradizo. En consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de Si puede especificarse como un intervalo más estrecho.

40 Por lo tanto, con relación al contenido de Al, el límite inferior del mismo se especifica como 0,01%, preferiblemente 0,015%, y más preferiblemente más alto que 0,04%, y el límite superior del mismo se especifica como 2,0%, preferiblemente 1,8%, y más preferiblemente menos que 1,4%.

En un caso donde se realiza galvanizado por inmersión en caliente, el Al deteriora las propiedades de galvanizado por inmersión en caliente, y por tanto es preferible que el límite superior del mismo sea 1,8%.

45 En un caso donde se añade al acero una gran cantidad de Si y Al mencionados anteriormente que tienen el mismo efecto, puede especificarse un contenido de Si+Al.

En este caso, con relación al contenido de Si+Al, el límite inferior del mismo se especifica como 0,8%, preferiblemente 0,9%, y más preferiblemente más alto que 1,0%, y el límite superior del mismo se especifica como 4,0%, preferiblemente 3,0%, y más preferiblemente 2,0%.

(Elementos limitados)

50 En el acero descrito anteriormente, los contenidos de P, S y N, que son elementos limitados, se limitan como sigue.

(P: igual a o menos que 0,1%)

Un contenido de P se limita dependiendo de una resistencia de la lámina de acero requerida. Cuando el contenido de P excede de 0,1%, la ductilidad local se deteriora debido a una segregación en los bordes de los granos, y la soldabilidad se deteriora. Por lo tanto, el contenido de P se limita para que sea igual a o menos que 0,1%.

5 P está contenido inevitablemente en el acero, y por tanto el límite inferior del mismo excede de 0%. Sin embargo, se incurre en un coste excesivo para limitar el contenido de P para que sea extremadamente bajo. Por lo tanto, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,001% o 0,006%. En consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de P puede especificarse como un intervalo más estrecho.

10 Por lo tanto, el contenido de P se limita para que sea igual a o menos que 0,1%, preferiblemente igual a o menos que 0,05%, y más preferiblemente igual a o menos que 0,01%. Además, el límite inferior del mismo puede especificarse como más alto que 0%, 0,001%, o 0,006%.

(S: igual a o menos que 0,05%)

S es un elemento que genera MnS y por tanto deteriora la ductilidad local y la soldabilidad. Por lo tanto, un contenido de S se limita para que sea igual a o menos que 0,05%.

15 S está contenido inevitablemente en el acero, y por tanto el límite inferior del mismo excede de 0%. Sin embargo, se incurre en un coste excesivo para limitar el contenido de S para que sea extremadamente bajo. Por lo tanto, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,0005% o más alto que 0,001%. En consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de S puede especificarse como un intervalo más estrecho.

20 Por lo tanto, el contenido de S se limita para que sea igual a o menos que 0,05%, preferiblemente igual a o menos que 0,01%, y más preferiblemente menos que 0,004%. Además, el límite inferior del mismo puede especificarse como más alto que 0%, 0,0005%, o más alto que 0,001%.

(N: igual a o menos que 0,01%)

25 Cuando está contenida una gran cantidad de N, las características de envejecimiento se deterioran, una cantidad de precipitación de AlN aumenta, y por tanto un efecto de la adición de Al se reduce. Por lo tanto, un contenido de N se limita para que sea igual a o menos que 0,01%.

N está contenido inevitablemente en el acero, y por tanto el límite inferior del mismo se especifica como más alto que 0%. Sin embargo, se incurre en un coste excesivo para limitar el contenido de N para que sea extremadamente bajo, y por tanto el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,001% o más alto que 0,002%. En consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de N puede especificarse como un intervalo más estrecho.

30 Por lo tanto, el contenido de N se limita para que sea igual a o menos que 0,01%, preferiblemente igual a o menos que 0,008%, y más preferiblemente menos que 0,005%. Además, el límite inferior del mismo puede especificarse como más alto que 0%, 0,001%, o más alto que 0,002%.

(Fe e impurezas inevitables)

35 El acero descrito anteriormente contiene hierro e impurezas inevitables como resto. Como impurezas inevitables, hay Sn, As, y similares incorporados desde restos. Además, pueden estar contenidos otros elementos en un intervalo que no obstaculiza las características de la presente invención.

(Elementos selectivos)

El acero descrito anteriormente puede contener al menos uno de Mo, Nb, Ti, V, Cr, W, Ca, Mg, Zr, REM, Cu, Ni, y B como elementos selectivos.

40 (Mo: 0,01 a 0,5%)

45 En un caso donde un contenido de Mo es igual a o más alto que 0,01%, se obtiene un efecto de suprimir la generación de una fase de perlita en el acero. Por lo tanto, Mo es un elemento que es importante en un caso donde una velocidad de enfriamiento es lenta durante el recocido o en un caso donde se realiza un recalentamiento debido a un tratamiento de aleación o similar de chapado. Sin embargo, en un caso donde el contenido de Mo excede de 0,5%, la ductilidad o las propiedades de tratamiento de conversión química pueden deteriorarse. A fin de obtener el equilibrio entre resistencia más alta y ductilidad, es preferible que el contenido de Mo sea igual a o menos que 0,3%. En consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de Mo puede especificarse como un intervalo más estrecho.

50 Por lo tanto, en un caso donde el Mo está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,01%, y preferiblemente 0,02%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 0,5%, preferiblemente 0,3%, y más preferiblemente 0,2%.

(Nb: 0,005 a 0,1%)

(Ti: 0,005 a 0,2%)

(V: 0,005 a 0,5%)

(Cr: 0,05 a 5,0%)

5 (W: 0,05 a 5,0%)

Nb, Ti, V, Cr, y W son elementos que generan carburos finos, nitruros o carbonitruros, y son eficaces en asegurar la resistencia. En términos de asegurar la resistencia, el límite más bajo de Nb puede especificarse como 0,005%, el límite más bajo de Ti puede especificarse como 0,005%, el límite más bajo de V puede especificarse como 0,005%, el límite más bajo de Cr puede especificarse como 0,05%, y el límite más bajo de W puede especificarse como 0,05%.

10 Por otra parte, cuando tales elementos se añaden excesivamente al acero, la resistencia del acero aumenta excesivamente y por tanto la ductilidad se degrada. En términos de asegurar la ductilidad, el límite superior de Nb puede especificarse como 0,1%, el límite superior de Ti puede especificarse como 0,2%, el límite superior de V puede especificarse como 0,5%, el límite superior de Cr puede especificarse como 5,0%, y el límite superior de W puede especificarse como 5,0%.

15 Además, en consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de cada uno de los elementos puede especificarse como un intervalo más estrecho.

Por lo tanto, en un caso donde Nb está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,005%, y preferiblemente 0,01%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 0,1%, preferiblemente 0,05%, y más preferiblemente 0,03%.

20 Además, en un caso donde Ti está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,005%, y preferiblemente 0,01%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 0,2%, preferiblemente 0,1%, y más preferiblemente 0,07%.

25 Además, en un caso donde V está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,005%, y preferiblemente 0,01%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 0,5%, preferiblemente 0,3%, y más preferiblemente 0,1%.

Además, en un caso donde Cr está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,05%, y preferiblemente 0,1%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 5,0%, preferiblemente 3,0%, y más preferiblemente 1,0%.

30 Además, en un caso donde W está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,05%, y preferiblemente 0,1%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 5,0%, preferiblemente 3,0%, y más preferiblemente 1,0%.

(Ca: 0,0005 a 0,05%)

(Mg: 0,0005 a 0,05%)

(Zr: 0,0005 a 0,05%)

35 (REM: 0,0005 a 0,05%)

Ca, Mg, Zr, y REM (elementos de tierras raras) controlan las formas de sulfuros y óxidos y potencian la ductilidad local y la expandibilidad de agujeros. Por lo tanto, el límite inferior de cada uno de los elementos puede especificarse como 0,0005%.

40 Por otra parte, en un caso donde el acero contiene excesivamente tales elementos, la maleabilidad se deteriora. Por lo tanto, el límite superior de cada uno de los elementos puede especificarse como 0,05%.

Además, en consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de cada uno de los elementos puede especificarse como un intervalo más estrecho.

45 Por lo tanto, en un caso donde Ca está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,0005%, y preferiblemente 0,001 %, y el límite superior del mismo puede especificarse como 0,05%, preferiblemente 0,01%, y más preferiblemente 0,005%.

Además, en un caso donde Mg está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,0005%, y preferiblemente 0,001%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 0,05%, preferiblemente 0,01%, y más preferiblemente 0,005%.

Además, en un caso donde Zr está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,0005%, y preferiblemente 0,001%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 0,05%, preferiblemente 0,01%, y más preferiblemente 0,005%.

5 Además, en un caso donde REM está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,0005%, y preferiblemente 0,001%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 0,05%, preferiblemente 0,01%, y más preferiblemente 0,005%.

(Cu: 0,02 a 2,0%)

(Ni: 0,02 a 1,0%)

(B: 0,0003 a 0,007%)

10 Cu, Ni, y B pueden obtener un efecto de ralentizar la transformación y aumentar la resistencia del acero. Por lo tanto, el límite inferior de Cu puede especificarse como 0,02%, el límite inferior de Ni puede especificarse como 0,02%, y el límite inferior de B puede especificarse como 0,0003%.

15 Por otra parte, cuando cada uno de los elementos se añade excesivamente, la capacidad de endurecimiento aumenta excesivamente, la transformación de ferrita y transformación de bainita se ralentizan, y por tanto un aumento en la concentración de C en la fase de austenita retenida se ralentiza. Por lo tanto, el límite superior de Cu puede especificarse como 2,0%, el límite superior de Ni puede especificarse como 1,0%, y el límite superior de B puede especificarse como 0,007%.

Además, en consideración de las características descritas anteriormente, el contenido de cada uno de los elementos puede especificarse como un intervalo más estrecho.

20 Por lo tanto, en un caso donde Cu está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,02%, y preferiblemente 0,04%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 2,0%, preferiblemente 1,5%, y más preferiblemente 1,0%.

25 Además, en un caso donde Ni está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,02%, y preferiblemente 0,04%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 1,0%, preferiblemente 0,7%, y más preferiblemente 0,5%.

Además, en un caso donde B está contenido en el acero, el límite inferior del mismo puede especificarse como 0,0003%, y preferiblemente 0,0005%, y el límite superior del mismo puede especificarse como 0,007%, preferiblemente 0,005%, y más preferiblemente 0,003%.

30 A continuación, se describirá la estructura del acero de la lámina de acero según esta realización. Aquí, "%" con respecto a la estructura del acero significa una relación de área, a menos que se describa otra cosa.

35 La estructura del acero de la lámina de acero según esta realización contiene 50% o más alto, preferiblemente 60%, y más preferiblemente 70% o más alto de un total de una fase de ferrita, una fase de bainita, y una fase de martensita temperada con respecto a la estructura entera en términos de relación de área. Además, la estructura del acero contiene 3% o más alto, preferiblemente más alto que 5%, y más preferiblemente más alto que 10% de una fase de austenita retenida con respecto a la estructura entera. La fase de martensita temperada puede estar contenida dependiendo de una resistencia requerida de la lámina de acero, y puede estar contenida 0% de la misma. Además, cuando está contenida 5% o menos de la fase de pearlita, la fase de pearlita no deteriora significativamente la calidad del material aunque esté contenida en la estructura del acero, y por tanto la fase de pearlita puede estar contenida en un intervalo de igual a o menos que 5%.

40 En un caso donde está contenida menos que 50% de un total de la fase de ferrita, la fase de bainita y la martensita temperada, la concentración de C en la fase de austenita retenida puede no aumentar, y por tanto es difícil asegurar la estabilidad de las fases aunque la fase de austenita retenida tenga un gradiente de concentración. Por lo tanto, la flexibilidad en V se deteriora. Por otra parte, cuando está contenida más que 95% de un total de la fase de ferrita, la fase de bainita y la martensita temperada, es difícil asegurar 3% o más alto de la fase de austenita retenida, dando como resultado la degradación del alargamiento. Por lo tanto, es preferible 95% o menos.

45 En la lámina de acero según esta realización, la distribución de concentración de C de los granos cristalinos de la fase de austenita retenida se controla apropiadamente. Esto es, la concentración de C (C<sub>gb</sub>) en una interfaz de fases en la que los granos cristalinos de la fase de austenita retenida bordean la fase de ferrita, la fase de bainita o la fase de martensita temperada se controla para que sea más alta que la concentración de C (C<sub>gc</sub>) en una posición del centro de gravedad de los granos cristalinos. Por consiguiente, la estabilidad de la fase de austenita retenida en la interfaz de fases aumenta, y por tanto puede exhibirse un alargamiento y flexibilidad en V excelentes.

50 Más específicamente, en un caso donde los granos cristalinos de la fase de austenita retenida que tienen una relación numérica de 50% o más alto, preferiblemente 55%, y más preferiblemente 60% o más alto satisfacen la Expresión 1 como sigue, se obtiene un efecto de aumentar la estabilidad de la fase de austenita retenida entera.

$C_{gb}/C_{gc} \geq 1,2 \dots$  (Expresión 1),

$C_{gb}$  y  $C_{gc}$  (y  $C_{gbS}$ ,  $C_{gcS}$ ,  $C_{gbL}$ , y  $C_{gcL}$  descritos más adelante) pueden medirse por cualquier método de medida, siempre y cuando el método de medida garantice la exactitud. Por ejemplo, pueden obtenerse midiendo una concentración de C en un punto de  $0,5 \mu\text{m}$  o menos usando un EPMA unido a FE-SEM.

5 Aquí, la concentración de C ( $C_{gb}$ ) en una interfaz de fases se denomina concentración de C en un punto de medida que está más cerca del borde del grano en el lado del grano cristalino. Sin embargo, dependiendo de las condiciones de medida, puede haber casos donde se mide que  $C_{gb}$  es bajo debido a un efecto del exterior de los granos cristalinos. En este caso, la concentración de C más alta en las proximidades del borde de los granos se denomina  $C_{gb}$ .

10 Medir una concentración de C local en una interfaz es imposible en la tecnología actual. Sin embargo, como resultado de un examen intensivo por los inventores, se determinó que se obtiene un efecto suficiente cuando la condición de la Expresión 1 se satisface durante una medida típica.

15 El tamaño de grano medio de los granos cristalinos de la fase de austenita retenida es igual a o menos que  $10 \mu\text{m}$ , preferiblemente  $4 \mu\text{m}$ , y más preferiblemente igual a o menos que  $2 \mu\text{m}$ . El "tamaño de grano" mencionado aquí significa un diámetro equivalente a círculo medio, y el "tamaño de grano medio" significa una media numérica del mismo. Cuando el tamaño de grano medio excede de  $10 \mu\text{m}$ , la dispersión de la fase de austenita retenida se hace más gruesa, y por tanto el efecto TRIP puede no ser exhibido suficientemente. Por lo tanto, puede no obtenerse un alargamiento excelente. Además, en un caso donde el tamaño de grano medio de los granos cristalinos de la fase de austenita retenida es menos que  $1 \mu\text{m}$ , es difícil obtener una interfaz de fases que tenga un gradiente de concentración de C predeterminado, y puede no obtenerse una flexibilidad en V excelente.

20 Una concentración de carbono media en la fase de austenita retenida contribuye significativamente a la estabilidad de la austenita retenida, como el gradiente de concentración de C. Cuando la concentración de C media es menos que  $0,7\%$ , la estabilidad de la austenita retenida se reduce extremadamente, el efecto TRIP puede no obtenerse eficazmente, y por tanto el alargamiento se degrada. Por otra parte, cuando la concentración de C media excede de  $1,5\%$ , un efecto de mejorar el alargamiento se satura, y por tanto el coste de fabricación aumenta. Por lo tanto, con respecto a la concentración de carbono media en la fase de austenita retenida, el límite inferior de la misma se especifica como  $0,7\%$ , preferiblemente  $0,8\%$ , y más preferiblemente  $0,9\%$ , y el límite superior de la misma se especifica como  $1,5\%$ , preferiblemente  $1,4\%$ , y más preferiblemente  $1,3\%$ .

30 En la lámina de acero según esta realización, las fases de austenita retenida con diferentes estabilidades pueden dispersarse uniformemente distribuyendo apropiadamente los tamaños de grano de los granos cristalinos de las fases de austenita retenida. En este caso, la fase de austenita retenida con una estabilidad alta contribuye a la formabilidad por prensa en una etapa inicial de la formabilidad por prensa a, por ejemplo, aproximadamente  $25^\circ\text{C}$ , y la fase de austenita retenida con una estabilidad baja contribuye a la formabilidad por prensa en una etapa tardía de la formación por prensa a, por ejemplo, aproximadamente  $150^\circ\text{C}$ . Por lo tanto, además de un alargamiento y flexibilidad en V altos, también puede exhibirse una estabilidad de formación por prensa excelente.

35 A fin de asegurar la estabilidad de formación por prensa, se necesita que los granos cristalinos de la fase de austenita retenida se dispersen para que el efecto TRIP se exhiba siempre aunque una temperatura de boquilla cambie durante un prensado continuo. Aquí, en la lámina de acero según esta realización, es posible alcanzar una formabilidad por prensa excelente que no depende de la temperatura de boquilla dispersando uniformemente los granos cristalinos de las fases de austenita retenida que tienen estabilidades diferentes.

40 Específicamente, los granos cristalinos de la fase de austenita retenida en la lámina de acero tienen granos cristalinos de diámetro pequeño que tienen una relación numérica de  $40\%$  o más alta y tamaños de grano de igual a o mayores que  $1 \mu\text{m}$  y menos que  $2 \mu\text{m}$ , y granos cristalinos de diámetro grande que tienen una relación numérica de  $20\%$  o más alta y tamaños de grano de igual a o mayores que  $2 \mu\text{m}$ . En este caso, los granos de austenita que tienen estabilidades diferentes se disponen uniformemente, y por tanto puede alcanzarse una estabilidad de formación en prensa excelente.

45 Los granos (granos cristalinos con diámetros extremadamente pequeños) que tienen tamaños menores que  $0,5 \mu\text{m}$  proporcionan un gradiente de concentraciones de C con extrema dificultad, llegan a ser los granos cristalinos de una fase de austenita retenida extremadamente inestable, y por tanto tienen una baja contribución a la formabilidad por prensa. Los granos que tienen tamaños iguales a o mayores que  $0,5 \mu\text{m}$  y menos que  $2 \mu\text{m}$  (granos cristalinos de diámetro pequeño) proporcionan una posibilidad para mantener un alto gradiente de concentración en un producto formado, porque está incorporada una gran cantidad de carbono de granos adyacentes. Haciendo que los granos cristalinos de diámetro pequeño estén presentes en una relación numérica de  $40\%$  o más alta, este efecto puede exhibirse. Los granos que tienen tamaños de igual a o mayores que  $2 \mu\text{m}$  (granos cristalinos de diámetro grande) llegan a ser granos cristalinos de la fase de austenita retenida que tienen una estabilidad relativamente baja, en la que una cantidad de carbono incorporado de granos adyacentes es pequeña y un gradiente de temperatura es pequeño. Por tanto es probable que la fase de austenita retenida cause el efecto TRIP en un intervalo de prensa bajo. Haciendo que los granos cristalinos de diámetro grande estén presentes en una relación numérica de  $20\%$  o más alta, este efecto puede exhibirse.

Además, en la lámina de acero según esta realización, puede proporcionarse un gradiente de concentración de C apropiado para cada tamaño de los granos cristalinos de la fase de austenita retenida. Más específicamente, los granos cristalinos de diámetro pequeño que tienen una relación numérica de 50%, preferiblemente 55%, y más preferiblemente 60% o más alta satisfacen la Expresión 2 suponiendo que la concentración de carbono en una posición del centro de gravedad es CgcS y la concentración en una posición de los bordes de los granos es CgbS, y los granos cristalinos de diámetro grande que tienen una relación numérica de 50% o más alta, preferiblemente 55%, y más preferiblemente 60% o más alta satisfacen la Expresión 3 suponiendo que la concentración de carbono en una posición del centro de gravedad es CgcL y la concentración de carbono en una posición de los bordes de los granos es CgbL.

CgbS/CgcS > 1,3... (Expresión 2)

1,3 > CgbL/CgcL > 1,1... (Expresión 3)

Como se describió anteriormente, proporcionando un gradiente de concentración de C apropiado para cada tamaño de los granos cristalinos de la fase de austenita retenida, puede exhibirse una formabilidad por prensa estable y alta en un estado de temperatura relativamente baja a, por ejemplo, aproximadamente 25°C y en un estado de temperatura relativamente alta, por ejemplo, aproximadamente 150°C.

Cuando los granos cristalinos de diámetro pequeño que tienen un valor de CgbS/CgcS más alto que 1,3 tienen una relación numérica de igual a o más alta que 50% con respecto a los granos cristalinos de diámetro pequeño enteros, los granos cristalinos de diámetro pequeño tienen una alta estabilidad, y por tanto el alargamiento en un estado de temperatura baja en una etapa inicial de formación por prensa puede ser potenciado. Por otra parte, tal austenita retenida estable tiene un alargamiento degradado en un estado de temperatura alta en una etapa tardía de formación por prensa. A fin de compensar esto, cuando los granos cristalinos de diámetro grande que tienen un valor de CgbL/CgcL más alto que 1,1 y menos que 1,3 tienen una relación numérica de igual a o más alta que 50% con respecto a los granos cristalinos de diámetro grande enteros, los granos cristalinos de diámetro grande tienen una estabilidad baja, lo que es eficaz en mejorar el alargamiento en el estado de temperatura alta en la etapa tardía de una prensa. Aquí, cuando el valor de CgbL/CgcL es menor que 1,1, los granos cristalinos actúan sobre el alargamiento a una temperatura más alta, dando como resultado el deterioro del alargamiento a 150°C o menos.

Cuando tal relación de concentración se asegura, puede asegurarse una formabilidad por prensa alta en un intervalo de una temperatura baja a una temperatura alta. Sin embargo, para asegurar este efecto para la estructura entera, se necesita una relación numérica de los granos cristalinos de diámetro pequeño que satisfacen la Expresión 2 de igual a o más alta que 50%, preferiblemente 55%, y más preferiblemente 60% con respecto a todos los granos cristalinos de diámetro pequeño. Cuando la relación numérica es menor que el valor anterior, el efecto TRIP de la misma es bajo, y por tanto la formabilidad por prensa a una temperatura baja se deteriora. Por otra parte, cuando los granos cristalinos de diámetro grande satisfacen la Expresión 3, la formabilidad por prensa puede obtenerse en una región de temperatura alta. Incluso con relación a tales granos cristalinos de diámetro grande, para asegurar este efecto para la estructura entera, se necesita una relación numérica de los tamaños de grano de diámetro grande que satisfacen la Expresión 3 de igual a o más alta que 50%, preferiblemente 55%, y más preferiblemente 60% con respecto a todos los granos cristalinos de diámetro grande.

La lámina de acero según esta realización puede tener una película galvanizada o una película galvarrecocida sobre al menos una superficie.

En lo sucesivo, se describirá un método para fabricar una lámina de acero según la realización de la presente invención.

En la realización de la presente invención, están incluidos al menos un procedimiento de laminación en caliente, un procedimiento de enfriamiento por aire, un procedimiento de bobinado, un procedimiento de laminación en frío, un procedimiento de recocido, un procedimiento de mantenimiento, y un procedimiento de enfriamiento final. En lo sucesivo, cada uno de los procedimientos se describirá en detalle.

(Procedimiento de laminación en caliente)

En el procedimiento de laminación en caliente, la laminación en caliente se realiza en una plancha colada (plancha) inmediatamente después de ser colada continuamente o una plancha colada recalentada hasta 1.100°C o superior después de ser enfriada hasta 1.100°C o menos, fabricando de este modo una lámina de acero laminada en caliente. En un caso donde se usa la plancha colada recalentada, se realiza insuficientemente un tratamiento de homogeneización a una temperatura de recalentamiento de menos que 1.100°C, y por tanto la resistencia y la flexibilidad en V se degradan. Es más preferible una temperatura de acabado más alta en el procedimiento de laminación en caliente en términos de la recristalización y crecimiento de granos de austenita, y por tanto se ajusta para que sea igual a o más alta que 850°C e igual a o menos que 970°C. Cuando la temperatura de acabado de la laminación en caliente es menor que 850°C, se causa una laminación de un intervalo de dos fases (ferrita+austenita), dando como resultado la degradación de la ductilidad. Por otra parte, cuando la temperatura de acabado de la laminación en caliente excede de 970°C, los granos de austenita se hacen gruesos, la fracción de una fase de ferrita se reduce, y por tanto la ductilidad se degrada.

En el caso donde el gradiente de concentración de C de los granos cristalinos en la fase de austenita retenida está dispersado uniformemente, es más preferible una cantidad de reducción de laminación más baja en los dos pasos finales (una etapa antes de la etapa final y la etapa final) durante la laminación, y por tanto la cantidad de reducción de laminación en cada etapa se ajusta para que sea igual a o menos que 20%. Además, la relación de reducción de laminación en el paso final (el paso final) puede ajustarse para que sea igual a o menos que 15% o igual a o menos que 10%. Por consiguiente, los tamaños de los granos cristalinos de la fase de austenita retenida pueden dispersarse, con lo que la estabilidad de la formación por prensa de la lámina de acero puede ser potenciada. Cuando la cantidad de reducción de laminación en cada etapa excede de 20%, la recristalización de los granos de austenita avanza, y por tanto llega a ser difícil obtener granos cristalinos que tengan tamaños de grano (diámetro equivalente a círculo) de igual a o mayor que 2 µm en la estructura final.

(Procedimiento de enfriamiento por aire)

En el procedimiento de enfriamiento por aire, se realiza un enfriamiento (enfriamiento por aire) sobre la lámina de acero laminada en caliente obtenida como se describió anteriormente durante un tiempo de igual a o más largo que 1 segundo e igual a o más corto que 10 segundos. Cuando el tiempo de enfriamiento por aire es más corto que 1 segundo, la recristalización y el crecimiento de granos de austenita son insuficientes, y por tanto los granos cristalinos en la fase de austenita retenida de la estructura final se reducen. Por otra parte, cuando el tiempo de enfriamiento por aire excede de 10 segundos, los granos de austenita se hacen más gruesos, la uniformidad se elimina, y por tanto el alargamiento se deteriora. El tiempo de enfriamiento por aire se ajusta a preferiblemente 5 segundos o menos, y más preferiblemente 3 segundos o menos.

(Procedimiento de bobinado)

En el procedimiento de bobinado, después de que la lámina de acero laminada en caliente y enfriada por aire se enfría a una velocidad de enfriamiento media de igual a o más alta que 10°C/s e igual a o menos que 200°C/s hasta un intervalo de temperatura de igual a o menos que 650°C, el resultante se bobina en un intervalo de temperatura de igual a o menos que 650°C, preferiblemente igual a o menos que 600°C, y más preferiblemente igual a o menos que 400°C. Cuando la velocidad de enfriamiento media es menos que 10°C/s o la temperatura de bobinado excede de 650°C, se genera una fase de pearlita que deteriora significativamente la flexibilidad en V. Cuando la velocidad de enfriamiento media excede de 200°C/s, un efecto de suprimir la pearlita se satura, y las variaciones en la temperatura de punto final del enfriamiento llegan a ser significativas. Por lo tanto, es difícil asegurar un material estable.

Por lo tanto, con relación a la velocidad de enfriamiento media, el límite inferior de la misma se ajusta a 10°C/s, preferiblemente 30°C/s, y más preferiblemente 40°C/s, y el límite superior de la misma se ajusta a 200°C/s, preferiblemente 150°C/s, y más preferiblemente 120°C/s. Además, con relación a la temperatura de bobinado, el límite inferior de la misma se ajusta a 200°C, preferiblemente 400°C, y más preferiblemente 650°C, y el límite superior de la misma se ajusta a 600°C o 550°C.

(Procedimiento de laminación en frío)

En el procedimiento de laminación en frío, la lámina de acero laminada en caliente se decapa, y después el resultante se somete a laminación en frío a una relación de reducción de laminación de 40% o superior, fabricando de este modo una lámina de acero laminada en frío. En una relación de reducción de laminación menor que 40%, la recristalización o transformación inversa durante el recocido se suprime, dando como resultado la degradación del alargamiento. Aquí, el límite superior de la relación de reducción de laminación no se especifica particularmente, y puede ser 90% o 70%.

(Procedimiento de recocido)

En el procedimiento de recocido, el recocido se realiza sobre la lámina de acero laminada en frío a una temperatura máxima de igual a o más alta que 700°C e igual a o menos que 900°C. Cuando la temperatura máxima es menos que 700°C, la recristalización de una fase de ferrita durante el recocido se ralentiza, dando como resultado la degradación del alargamiento. Cuando la temperatura máxima excede de 900°C, la fracción de martensita aumenta, dando como resultado la degradación del alargamiento.

Por lo tanto, con relación a la temperatura máxima de recocido, el límite inferior de la misma se ajusta a 700°C, preferiblemente 720°C, y más preferiblemente 750°C, y el límite superior de la misma se ajusta a 900°C, preferiblemente 880°C, y más preferiblemente menos que 850°C.

Después del procedimiento de recocido, para el fin de suprimir el alargamiento de punto de cedencia, puede realizarse una laminación de paso en piel ("skin pass") en aproximadamente 1%.

(Procedimiento de mantenimiento)

A fin de realizar un tratamiento de sobre-envejecimiento (en lo sucesivo, OA), en el procedimiento de mantenimiento, la lámina de acero laminada en frío recocida se enfría en un intervalo de temperatura de igual a o más alto que 350°C e igual a o menos que 480°C a una velocidad de enfriamiento media de igual a o más alta que 0,1°C/s e igual a o menos que 200°C/s, y se mantiene en esta temperatura durante un tiempo de igual a o más largo que 1 segundo e

5 igual a o más corto que 1.000 segundos. Durante el enfriamiento después del recocido, a fin de fijar la estructura y causar eficazmente la transformación de bainita, la velocidad de enfriamiento media se ajusta para que sea igual a o más alta que 0,1°C/s e igual a o menos que 200°C/s. Cuando la velocidad de enfriamiento media es menos que 0,1°C/s, la transformación puede no ser controlada. Por otra parte, cuando la velocidad de enfriamiento media excede 200°C/s, el efecto se satura, y la controlabilidad de la temperatura de una temperatura de punto final de enfriamiento, que es muy importante para generar austenita retenida, se deteriora significativamente. Por lo tanto, con relación a la velocidad de enfriamiento media, el límite inferior de la misma se ajusta a 0,1°C/s, preferiblemente 2°C/s, y más preferiblemente 3°C/s, y el límite superior de la misma se ajusta a 200°C/s, preferiblemente 150°C/s, y más preferiblemente 120°C/s.

10 Una temperatura de punto final de enfriamiento y el mantenimiento después son importantes para controlar la generación de bainita y determinar la concentración de C de la austenita retenida. Cuando la temperatura de punto final de enfriamiento es menos que 350°C, se genera una gran cantidad de martensita, y por tanto la resistencia del acero aumenta excesivamente. Además, es difícil hacer que la austenita sea retenida. Por lo tanto, la degradación del alargamiento aumenta extremadamente. Cuando la temperatura de punto final de enfriamiento excede de 480°C, la transformación de bainita se ralentiza y además, se produce la generación de cementita durante el mantenimiento, degradando un aumento en la concentración de C en la austenita retenida. Por lo tanto, con relación a la temperatura de punto final de enfriamiento y la temperatura de mantenimiento, el límite inferior de la misma se ajusta a 350°C, preferiblemente 380°C, y más preferiblemente 390°C, y el límite superior de la misma se ajusta a 480°C, preferiblemente 470°C, y más preferiblemente 460°C.

20 Un tiempo de mantenimiento se ajusta para que sea igual a o más largo que 1 segundo e igual a o más corto que 1.000 segundos. Cuando el tiempo de mantenimiento es más corto que 1 segundo, se produce una transformación de bainita insuficiente, y un aumento en la concentración de C en la austenita retenida es insuficiente. Cuando el tiempo de mantenimiento excede de 1.000 segundos, se genera cementita en la fase de austenita, y por tanto es más probable que se produzca una reducción en la concentración de C. Por lo tanto, con relación al tiempo de mantenimiento, el límite inferior del mismo se ajusta a 1 segundo, preferiblemente 10 segundos, y más preferiblemente 40 segundos, y el límite superior del mismo se ajusta a 1.000 segundos, preferiblemente 600 segundos, y más preferiblemente 400 segundos.

(Procedimiento de enfriamiento final)

30 En el procedimiento de enfriamiento final, la lámina de acero laminada en frío después del mantenimiento es enfriada principalmente en un intervalo de temperatura de 350°C a 220°C a una velocidad de enfriamiento media de igual a o más alta que 5°C/s e igual a o menos que 25°C/s, y después se enfría de manera secundaria en un intervalo de temperatura de 120°C a cerca de la temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento media de igual a o más alta que 100°C/segundo e igual a o menos que 5°C/s.

35 La leve transformación que se produce durante el enfriamiento después de OA tiene un papel importante para aumentar una concentración de C de las proximidades del borde del grano en la austenita. Por lo tanto, la lámina de acero se enfría durante el enfriamiento primario en un intervalo de temperatura de 350°C a 220°C a una velocidad de enfriamiento media de igual a o más alta que 5°C/s e igual a o menos que 25°C/s. Cuando la velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperatura de 350°C a 220°C excede de 25°C/s, la transformación no avanza entre el mismo, y un aumento en la concentración de C en la austenita no se produce. Por otra parte, cuando la velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperatura de 350°C a 220°C es menos que 5°C/s, la difusión de C en la austenita avanza, y por tanto el gradiente de concentración de C se reduce.

Por lo tanto, con relación a la velocidad de enfriamiento media durante el enfriamiento primario, el límite inferior del mismo se ajusta a 5°C/s, preferiblemente 6°C/s, y más preferiblemente 7°C/s, y el límite superior del mismo se ajusta a 20°C/s, preferiblemente 19°C/s, y más preferiblemente 18°C/s.

45 Además, en un intervalo de baja temperatura de igual a o menos que 120°C, la difusión de C es restringida adicionalmente, y no es probable que se produzca la transformación. Por lo tanto, durante el enfriamiento secundario, la lámina de acero se enfría en un intervalo de temperatura de 120°C a cerca de la temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento media de igual a o más alta que 100°C/s, y se consigue un gradiente de concentración de C en la fase de austenita de 350°C a 220°C. Por otra parte, durante el enfriamiento secundario, la lámina de acero se enfría en un intervalo de temperatura de 120°C a cerca de la temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento media de igual a o menos que 5°C/s para hacer que el gradiente de concentración de C en la fase de austenita se haga más significativo. Cuando la velocidad de enfriamiento media es más alta que 5°C/s y menos que 100°C/s durante el enfriamiento secundario, la transformación no se produce, y se produce una reducción en la concentración de C en el borde del grano.

55 Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento media durante el enfriamiento secundario se ajusta para que sea igual a o menos que 5°C/s, preferiblemente 4°C/s, y más preferiblemente 3°C/s, o se ajusta para que sea igual a o más alta que 100°C/s, preferiblemente 120°C/s, y más preferiblemente 150°C/s.

Según el método para fabricar una lámina de acero según esta realización descrita anteriormente, controlando la

condición de enfriamiento después de que la concentración de C en la fase de austenita retenida aumenta mediante la transformación de bainita, es posible controlar el gradiente de concentración de C en la fase de austenita retenida para aumentar la concentración de C de la porción de los bordes de los granos. Además, con el aumento en la concentración de C en la fase de austenita durante el enfriamiento después del recocido, es posible aumentar la estabilidad de la fase de austenita retenida.

Además, en un caso donde el gradiente de concentración de C de la fase de austenita retenida se dispersa uniformemente dispersando los tamaños de los granos cristalinos de la fase de austenita retenida, la estabilidad de formación por prensa de la lámina de acero puede ser potenciada.

Esta técnica puede aplicarse a la fabricación de una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente. En este caso, después del procedimiento de mantenimiento descrito anteriormente, la lámina de acero se sumerge en un baño de galvanizado por inmersión en caliente antes del procedimiento de enfriamiento final. Además, es posible añadir un tratamiento de aleación después de la inmersión. El tratamiento de aleación se realiza en un intervalo de temperatura de igual a o más alto que 500°C y 580°C. A una temperatura menor que 500°C, se produce una aleación insuficiente, y a una temperatura mayor que 580°C, se produce una sobrealeación, y por tanto la resistencia a la corrosión se deteriora significativamente.

Además, la presente invención no es influenciada por las condiciones de colado. Por ejemplo, una influencia de un método de colado (colado continuo o colado en lingotes) y una diferencia en grosor de plancha es pequeña, y puede usarse un colado especial tal como un método de plancha fina y un método de laminación en caliente. Además, puede realizarse un electrochapado sobre la lámina de acero.

### Ejemplos

La presente invención se describirá adicionalmente en base a Ejemplos. Las condiciones de los Ejemplos son ejemplos de condición que se emplean para confirmar la posibilidad de realización y efectos de la presente invención, y la presente invención no está limitada a los ejemplos de condición.

Primero, se fabricaron planchas coladas A a V (componentes de acero de los Ejemplos) que tenían los componentes químicos mostrados en la Tabla 1 y planchas coladas a a g (componentes de acero de los Ejemplos Comparativos).

[Tabla 1]

Acero	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Elemento selectivo
	% en masa							
A	0,15	1,9	2,5	0,031	0,006	0,002	0,002	Cu: 0,5, Ni: 0,5
B	0,18	1,2	1,7	0,031	0,007	0,003	0,002	Ca: 0,003
C	0,09	1,3	1,5	0,034	0,006	0,001	0,002	REM: 0,005
D	0,22	1,2	2,1	0,041	0,007	0,002	0,003	-
E	0,19	1,2	1,8	0,045	0,007	0,003	0,002	-
F	0,30	1,2	1,9	0,035	0,006	0,001	0,002	-
G	0,12	1,3	1,5	0,042	0,008	0,001	0,002	-
H	0,23	1,2	2,3	0,035	0,007	0,003	0,003	-
I	0,30	1,2	2,3	0,035	0,007	0,003	0,003	-
J	0,34	1,0	1,4	0,050	0,006	0,002	0,002	V: 0,1, W: 0,3
K	0,07	1,5	2,9	0,015	0,008	0,003	0,009	Nb: 0,05, Mg: 0,004
L	0,15	0,06	1,5	0,600	0,006	0,002	0,003	Mo: 0,12

ES 2 705 232 T3

M	0,15	0,11	2,0	1,1	0,007	0,003	0,002	Ca: 0,003
N	0,15	0,11	1,3	0,902	0,006	0,001	0,003	REM: 0,005
O	0,22	0,10	2,0	1,9	0,007	0,002	0,002	B: 0,005
P	0,22	0,15	1,3	0,903	0,007	0,003	0,002	Mo: 0,15, Ti: 0,02, Nb: 0,02
Q	0,25	0,50	1,9	1,0	0,006	0,002	0,002	Mo: 0,15
R	0,30	0,09	1,2	1,0	0,008	0,003	0,002	Ti: 0,07
S	0,30	0,07	1,6	1,4	0,006	0,001	0,003	Mo: 0,15
T	0,25	0,50	1,7	1,4	0,007	0,001	0,004	Mo: 0,15
U	0,22	0,09	0,91	1,0	0,006	0,002	0,002	Mo: 0,1, V: 0,1, Cr: 0,3
V	0,22	0,10	1,4	1,0	0,09	0,045	0,003	Mo: 0,2, Zr: 0,005
a	<u>0,40</u>	1,6	2,0	0,030	0,006	0,001	0,002	-
b	<u>0,02</u>	1,2	2,0	0,035	0,007	0,001	0,003	-
c	0,22	1,2	1,3	0,041	0,006	<u>0,11</u>	0,003	Mo: 0,2
d	0,25	<u>3,0</u>	1,0	0,040	0,006	0,001	0,002	Mo: 0,22
e	0,25	1,2	<u>4,0</u>	0,035	0,007	0,001	0,004	-
f	0,3 0	<u>0,03</u>	1,4	<u>0,005</u>	0,008	0,001	0,004	-
g	0,30	<u>0,01</u>	1,2	<u>3,5</u>	0,008	0,003	0,002	Mo: 0,6

- 5 Se fabricaron láminas de acero laminado en caliente realizando una laminación en caliente sobre estas planchas coladas. Durante la laminación en caliente, las relaciones de reducción de laminación en las etapas sexta y séptima de la laminación correspondiente a los dos pasos finales y la temperatura de acabado fueron como se muestra en la Tabla 2. Después, la lámina de acero laminada en caliente que se sometió a enfriamiento por aire durante un tiempo predeterminado se enfrió hasta aproximadamente 550°C a una velocidad de enfriamiento media de 60°C/s, y después se sometió a un bobinado a aproximadamente 540°C. La lámina de acero laminada en caliente bobinada se sometió a decapado, y después se sometió a laminación en frío en una relación de reducción de laminación de 50%, fabricando de este modo una lámina de acero laminada en frío.
- 10 Además, se realizó un tratamiento de recocido a una temperatura de recocido máxima mostrada en la Tabla 2. Después del recocido, para el fin de suprimir el alargamiento de punto de cedencia, se realizó una laminación "skin-pass" en aproximadamente 1%.
- 15 Después, a fin de realizar un tratamiento de sobrevejecimiento, la lámina de acero después del recocido se enfrió y se mantuvo. Se muestra una velocidad de enfriamiento, una temperatura de mantenimiento y un tiempo de mantenimiento en la Tabla 2. Además, con relación a algunas láminas de acero, las láminas de acero después del mantenimiento se sumergieron en un baño de galvanizado por inmersión en caliente, y se sometieron a un tratamiento de aleación a una temperatura de aleación predeterminada.
- 20 Finalmente, se realizó un enfriamiento primario (enfriamiento en un intervalo de 350 a 220°C) y un enfriamiento secundario (enfriamiento en un intervalo de 120°C a 20°C) sobre la lámina de acero laminada en frío a una velocidad de enfriamiento predeterminada, fabricando de este modo las láminas de acero A1 a V1 y a1 a g1.

[Tabla 2]

Lámina de acero	6ª relación de reducción de laminación	7ª relación de reducción de laminación	Temperatura de acabado	Tiempo de enfriamiento por aire	Temperatura de recocido máxima	Velocidad de enfriamiento	Temperatura de mantenimiento	Tiempo de mantenimiento	Temperatura de aleación	Velocidad de enfriamiento primario final	Velocidad de enfriamiento secundario final
	%	%	°C	s	°C	°C/s	°C	s	°C	°C/s	°C/s
A1	15	10	879	2,5	850	40	400	400	Sin chapado	14	2
A2	15	10	890	2,5	850	150	400	300	Sin chapado	15	2
A3	40	40	890	2	850	150	400	100	Sin chapado	15	1
A4	25	25	890	2	850	150	400	100	Sin chapado	15	2
A5	20	15	890	2	850	150	400	100	Sin chapado	15	2
B1	12	12	890	4	880	40	400	300	440	20	3
B2	12	12	890	4	850	4	450	40	440	20	2
B3	12	12	895	4	980	40	425	40	400	15	2
C1	15	10	901	2,5	850	40	425	300	460	15	1
C2	15	10	895	2,5	850	4	450	40	460	10	2
D1	15	10	892	2,5	775	50	400	300	Sin chapado	10	150
D2	15	10	880	2,5	800	100	425	300	Sin chapado	10	150
D3	15	10	888	2,5	660	100	425	300	Sin chapado	8	150
D4	15	10	888	2,5	660	100	425	300	Sin chapado	40	3
E1	12	12	883	3	800	40	425	300	Sin chapado	8	150
E2	12	12	900	3	800	100	425	300	Sin chapado	8	150
E3	12	12	900	3	800	100	425	300	Sin chapado	8	50

ES 2 705 232 T3

F1	15	10	896	3	775	50	400	200	Sin chapado	15	3
F2	15	10	895	3	780	100	425	300	Sin chapado	15	3
F3	15	10	885	3	780	100	<u>325</u>	300	Sin chapado	10	150
F4	15	10	880	3	780	100	<u>550</u>	300	Sin chapado	10	150
G1	10	8	906	2,5	800	40	425	300	Sin chapado	10	150
G2	10	8	900	2,5	800	100	400	300	Sin chapado	10	150
H1	10	8	890	2,5	775	50	400	150	Sin chapado	15	2
H2	10	8	900	2,5	800	100	425	200	Sin chapado	15	2
H3	10	8	900	2,5	800	120	425	<u>1.200</u>	Sin chapado	15	2
H4	10	8	890	2,5	800	120	425	200	Sin chapado	<u>2</u>	150
I1	15	10	886	2,5	775	50	400	300	Sin chapado	15	1
I2	15	10	890	2,5	800	100	425	200	Sin chapado	15	2
J1	15	10	887	2,5	800	40	425	300	Sin chapado	15	2
J2	15	10	892	<u>15,0</u>	800	40	425	300	Sin chapado	15	3
K1	15	10	881	2,5	800	40	400	400	Sin chapado	15	3
L1	15	10	891	2	850	4	450	40	470	15	2
L2	15	10	900	2	775	40	450	400	470	15	3
M1	15	10	888	25	800	4	425	40	500	15	4
M2	15	10	890	<u>0,5</u>	800	40	425	300	500	15	2
N1	15	10	905	2,5	800	4	425	40	500	20	3
N2	15	10	900	2,5	800	40	450	300	500	20	3
O1	15	10	905	3	800	4	400	40	500	20	2

ES 2 705 232 T3

O2	15	10	900	3	800	40	425	300	500	20	2
P1	10	8	902	3	800	4	450	40	520	10	150
P2	10	8	890	3	800	40	450	400	520	10	150
Q1	10	8	882	2,5	775	4	425	40	520	20	2
Q2	10	8	890	2,5	775	50	450	350	520	20	3
R1	10	8	893	2,5	775	4	400	40	500	15	1
R2	10	8	880	2,5	825	40	425	300	500	15	2
S1	18	15	888	4	825	4	425	40	500	15	3
S2	18	15	895	4	825	40	425	300	500	15	2
T1	18	15	908	4	825	4	425	40	520	15	1
T2	18	15	900	4	775	40	450	350	520	15	2
U1	15	10	909	4	800	4	425	40	520	20	3
V1	15	10	899	4	800	4	425	40	520	20	2
a1	15	10	882	2,5	775	40	400	300	Sin chapado	20	2
b1	15	10	907	2,5	775	100	400	300	Sin chapado	20	2
c1	15	10	905	2,5	800	40	400	300	500	20	2
d1	15	10	921	2,5	800	40	400	300	500	20	2
e1	15	10	879	2,5	800	4	450	40	Sin chapado	20	2
f1	15	10	891	2,5	775	100	400	300	Sin chapado	20	2
g1	15	10	913	2,5	800	40	400	300	500	20	2

- Las estructuras de acero de las láminas de acero obtenidas como se describió anteriormente y las características de las láminas de acero se muestran en las Tablas 3 y 4. Con relación a las estructuras de acero, se midió la "proporción de ferrita+bainita+ martensita temperada", "proporción de austenita retenida", "proporción de granos cristalinos que satisfacen la Expresión (1)", "proporción de granos cristalinos de diámetro pequeño", "proporción de granos cristalinos de diámetro grande", "proporción de granos cristalinos de diámetro pequeño que satisfacen la Expresión (2)", "proporción de granos cristalinos de diámetro grande que satisfacen la Expresión (3)", "tamaño de grano medio de granos cristalinos", y "concentración de C media en la fase de austenita retenida". Además, con relación a las características de la lámina de acero, se evaluó la "resistencia a la tracción", "alargamiento a 25°C", "flexibilidad en V", y "alargamiento a 150°C".
- 5
- 10 Las láminas de acero que no satisfacen los requisitos de las reivindicaciones se dan por referencia.

[Tabla 3]

Lámina de acero	Proporción de ferrita+bainita+martensita temperada	Proporción de austenita retenida	Proporción de granos de austenita retenida que satisfacen la Expresión (1)	Proporción de granos de austenita retenida de diámetro pequeño	Proporción de granos de austenita retenida de diámetro grande	Proporción de granos de austenita retenida que satisfacen la Expresión (2)	Proporción de granos de austenita retenida que satisfacen la Expresión (3)
	%	%	%	%	%	%	%
A1	78	20	64	62	23	64	60
A2	79	19	66	61	24	66	62
A3	77	21	67	85	5	67	63
A4	77	20	68	70	15	68	64
A5	78	21	67	70	22	66	65
B1	89	10	75	57	33	76	72
B2	88	10	74	52	43	76	72
B3	86	2	64	50	45	65	61
C1	93	10	67	62	23	66	62
C2	92	10	56	60	30	55	52
D1	83	16	58	61	24	56	53
D2	83	15	57	62	23	55	52
D3	80	18	55	62	23	51	51
D4	81	17	31	62	22	22	25
E1	87	11	55	58	27	51	51
E2	88	11	55	58	27	52	52
E3	88	11	36	55	26	25	30
F1	82	16	67	57	28	66	63

F2	83	15	66	59	26	66	62
F3	<u>39</u>	<u>2</u>	56	59	31	55	52
F4	45	11	57	68	22	56	53
G1	93	11	56	57	33	55	52
G2	93	10	56	55	35	56	52
H1	80	18	65	52	38	66	62
H2	78	20	66	55	35	66	63
H3	80	<u>0</u>	=	=	=	=	=
H4	78	20	35	55	35	<u>38</u>	<u>20</u>
I1	78	20	66	61	24	66	62
I2	78	20	67	61	24	66	63
J1	88	11	67	62	23	66	62
J2	88	10	64	<u>23</u>	62	65	62
K1	79	10	66	62	23	65	61
L1	93	11	66	59	26	66	62
L2	93	11	67	62	23	66	63
M1	88	11	66	59	31	66	62
M2	88	11	66	77	8	65	62
N1	93	11	75	59	31	76	72
N2	93	10	75	63	22	77	72
O1	85	14	75	53	37	77	73
O2	85	14	74	59	26	76	71

ES 2 705 232 T3

PI	89	10	55	45	50	56	52
P2	89	10	57	56	34	56	53
Q1	81	17	74	43	47	76	72
Q2	83	16	75	59	31	76	72
R1	85	14	65	46	49	66	63
R2	84	14	66	57	33	66	62
S1	82	16	65	60	30	65	62
S2	82	16	67	62	23	66	63
T1	84	15	66	60	30	66	62
T2	84	15	66	64	21	65	62
U1	93	6	74	53	42	76	72
V1	88	11	75	53	42	77	72
a1	40	15	75	61	24	76	72
b1	97	1	75	61	24	76	72
c1	87	11	75	61	24	77	72
d1	84	14	75	61	24	76	72
e1	65	22	75	60	30	77	72
f1	86	0	-	-	-	-	-
g1	79	4	75	61	24	76	71

ES 2 705 232 T3

[Tabla 4]

Lámina de acero	Tamaño de grano medio de los granos cristalinos	Concentración de C media en la fase de austenita retenida	Resistencia a la tracción	Alargamiento a 25°C	Flexibilidad en V	Alargamiento a 150°C
	µm	%	N/mm <sup>2</sup>	%	mm	%
A1	1,5	0,8	1.170	20	1,7	21
A2	1,6	0,8	1.158	20	1,7	21
A3	1,1	0,8	1238	<u>15</u>	<u>3,9</u>	<u>5</u>
A4	1,4	0,8	1.190	<u>10</u>	2,7	<u>16</u>
A5	1,5	0,8	1.183	20	1,8	24
B1	1,7	1,4	753	40	0,4	44
B2	1,9	1,4	773	37	0,5	45
B3	1,9	1,4	873	21	1,2	23
C1	1,5	0,9	596	42	Sin formación de grietas	44
C2	1,7	0,9	636	35	Sin formación de grietas	41
D1	1,6	1,4	994	28	1,1	32
D2	1,5	1,4	979	28	1,2	32
D3	1,5	1,2	1.100	<u>13</u>	2,5	<u>13</u>
D4	1,5	1,3	1.110	<u>18</u>	2,5	20
E1	1,6	1,4	817	32	0,6	39
E2	1,6	1,4	790	33	Sin formación de grietas	40
E3	1,6	1,4	785	<u>25</u>	2,3	30
F1	1,7	1,4	1.006	28	1,3	32
F2	1,6	1,4	990	29	1,2	32
F3	1,7	1,4	1.220	<u>15</u>	<u>2,9</u>	<u>16</u>
F4	1,5	<u>0,6</u>	880	<u>19</u>	<u>1,6</u>	<u>19</u>
G1	1,7	1,4	584	45	Sin formación de grietas	55
G2	1,8	1,4	592	44	Sin formación de grietas	55
H1	1,8	1,3	1.108	23	1,7	29
H2	1,8	1,2	1.188	22	1,9	25
H3	=	=	1.090	<u>15</u>	<u>3,4</u>	<u>15</u>

ES 2 705 232 T3

H4	1,8	1,2	1.170	<u>17</u>	<u>3,3</u>	<u>16</u>
I1	1,6	1,5	1.196	25	1,9	27
I2	1,6	1,5	1.199	25	2,0	27
J1	1,5	1,4	790	37	0,5	40
J2	2,5	1,1	770	<u>17</u>	1,3	34
K1	1,5	0,9	1.157	21	1,7	23
L1	1,6	1,2	601	45	Sin formación de grietas	49
L2	1,5	1,2	599	46	Sin formación de grietas	49
M1	1,7	0,8	777	30	Sin formación de grietas	36
M2	1,2	0,8	790	25	1,3	15
N1	1,7	1,2	572	50	Sin formación de grietas	54
N2	1,5	1,3	600	51	Sin formación de grietas	51
O1	1,8	1,0	913	28	0,8	32
O2	1,6	1,0	910	30	0,8	31
P1	2,0	1,2	741	31	0,3	43
P2	1,7	1,2	745	33	0,3	40
Q1	2,0	0,9	1.043	24	1,4	28
Q2	1,7	1,0	1.001	27	1,2	29
R1	2,0	1,2	905	27	0,9	36
R2	1,7	1,2	940	28	1,0	32
S1	1,7	1,2	1.025	27	1,3	30
S2	1,5	1,3	1.011	28	1,2	30
T1	1,7	1,1	951	28	0,9	31
T2	1,5	1,1	960	28	0,9	29
U1	1,9	1,2	583	47	Sin formación de grietas	55
V1	1,9	1,2	779	35	Sin formación de grietas	42
a1	1,6	1,2	1.519	<u>15</u>	<u>2,9</u>	10
b1	1,6	1,1	426	42	0,3	42

## ES 2 705 232 T3

c1	1,6	1,2	807	26	<u>2,6</u>	29
d1	1,6	1,2	942	22	<u>2,4</u>	<u>15</u>
e1	1,7	<u>0,2</u>	1.710	<u>12</u>	<u>3,5</u>	<u>11</u>
f1	-	=	883	20	<u>2,4</u>	21
g1	1,6	1,0	1.124	<u>18</u>	<u>3,0</u>	<u>19</u>

5 Para la observación de la identificación de la estructura y posiciones y la medida de un tamaño de grano medio (diámetro equivalente a círculo medio) y la relación de ocupación, una sección transversal en una dirección de laminación de la lámina de acero o una sección transversal perpendicular a la dirección de laminación se corroyó mediante reactivo Nital para la cuantificación mediante observación usando un microscopio óptico a un aumento de 500x a 1.000x.

10 La medida de la "relación de fase de austenita retenida" se realizó sobre una superficie que se pulió químicamente hasta un grosor de 1/4 desde la capa superficial de la lámina de acero, y la austenita retenida se cuantificó y se obtuvo a partir de las intensidades integradas de los planos (200) y (211) de ferrita y las intensidades integradas de los planos (200), (220), y (311) de austenita por rayos MoK $\alpha$  monocromáticos.

Además, se calculó la "concentración de C media en la fase de austenita retenida" (C<sub>y</sub>) mediante la siguiente Expresión A obteniendo una constante de retículo (unidad: angstroms) a partir de los ángulos de reflexión del plano (200), el plano (220), y el plano (311) de la austenita mediante análisis por rayos usando rayos Cu-K $\alpha$ .

$$C_y = (\text{constante de retículo} - 3,572) / 0,033 \dots (\text{Expresión A})$$

15 El "alargamiento a 25°C" y el "alargamiento a 150°C" se evaluaron a las temperaturas de 25°C y 150°C por alargamiento en la dirección C de una pieza de ensayo de tracción JIS #5.

20 La "flexibilidad en V" se evaluó mediante un R mínimo en el que no se produjo formación de grietas durante un ensayo de flexión en V. En el ensayo de flexión en V, se dobló una pieza de ensayo de 30 mmx200 mm a 90 grados usando bloques V que tenían diversos R. Una distancia entre los soportes fue 95 mm, y una fuerza de prensado de arrugas (BHF) en los soportes fue 98 kN. La determinación de la formación de grietas se realizó mediante observación visual u observación usando un vidrio de aumento, y los que tenían grietas o constricción en la superficie se determinaron como formación de grietas.

25 Entre los aceros a a g de la Tabla 1, el acero a no satisfizo el límite superior de C que es especificado por la presente invención, y el acero b no satisfizo el límite inferior de C. Los aceros c, d y e no satisficieron el límite superior de S, Si, y Mn, respectivamente. El acero f no satisfizo los límites inferiores de Si y Al. El acero g no satisfizo el límite inferior de Si y el límite superior de Al.

La lámina de acero A3 y la lámina de acero A4 son láminas de acero fabricadas ajustando las relaciones de reducción de laminación en los dos pasos finales para que sean altas.

30 La lámina de acero D3 es una lámina de acero fabricada ajustando la temperatura máxima durante el recocido para que sea baja.

La lámina de acero D4 es una lámina de acero fabricada ajustando la velocidad de enfriamiento primario final para que sea alta.

La lámina de acero E3 es una lámina de acero fabricada ajustando la velocidad de enfriamiento secundaria final a 50°C/s.

35 La lámina de acero F3 es una lámina de acero fabricada ajustando la temperatura de mantenimiento para que sea baja.

La lámina de acero F4 es una lámina de acero fabricada ajustando la temperatura de mantenimiento para que sea alta.

La lámina de acero H3 es una lámina de acero fabricada ajustando el tiempo de mantenimiento para que sea largo.

40 La lámina de acero H4 es una lámina de acero fabricada ajustando la velocidad de enfriamiento primario final para que sea baja.

La lámina de acero J2 es una lámina de acero fabricada ajustando el tiempo del enfriamiento por aire para que sea largo.

La lámina de acero M2 es una lámina de acero fabricada ajustando el tiempo del enfriamiento por aire para que sea corto.

5 En la lámina de acero a1, la fracción de ferrita+bainita está fuera de intervalo, y en la lámina de acero b1 la fracción de austenita es igual a o menos que un intervalo. La lámina de acero e1 tiene una concentración de C media baja en la austenita. La lámina de acero f1 y la lámina de acero g1 no pueden asegurar las fracciones de austenita.

10 La FIG. 1 es un diagrama que muestra la relación entre la resistencia a la tracción y el alargamiento a 25°C de las láminas de acero según los Ejemplos y los Ejemplos Comparativos, y la FIG. 2 es un diagrama que muestra la relación entre la resistencia a la tracción y la flexibilidad en V con relación a las mismas láminas de acero. A partir de las FIGS. 1 y 2, puede verse que se obtienen tanto un alargamiento como una flexibilidad en V altos según la lámina de acero y el método para fabricar una lámina de acero según la presente invención.

Además, la FIG. 3 es un diagrama que muestra la relación entre la resistencia a la tracción y el alargamiento a 150°C según los Ejemplos y los Ejemplos Comparativos. A partir de las FIGS. 1 y 3, puede verse que se alcanza un alargamiento alto a ambas temperaturas de 25°C y 150°C según la lámina de acero y el método para fabricar una lámina de acero según la presente invención.

#### 15 **Aplicabilidad industrial**

Según la presente invención, la presente invención puede proporcionar una lámina de acero que tiene un alargamiento y flexibilidad en V más altos en comparación con los de la técnica relacionada, y además tiene una estabilidad de formación por prensa excelente, y un método para fabricar la misma.

**REIVINDICACIONES**

1. Una lámina de acero, que consiste en:  
 como componentes químicos, en % en masa,  
 0,05% a 0,35% de C;
- 5 0,05% a 2,0% de Si;  
 0,8% a 3,0% de Mn;  
 0,01% a 2,0% de Al;  
 igual a o menos que 0,1% de P;  
 igual a o menos que 0,05% de S;
- 10 igual a o menos que 0,01% de N; y  
 opcionalmente al menos uno de:  
 0,01% a 0,5% de Mo;  
 0,005% a 0,1% de Nb;  
 0,005% a 0,2% de Ti;
- 15 0,005% a 0,5% de V;  
 0,05% a 5,0% de Cr;  
 0,05% a 5,0% de W;  
 0,0005% a 0,05% de Ca;  
 0,0005% a 0,05% de Mg;
- 20 0,0005% a 0,05% de Zr;  
 0,0005% a 0,05% de REM;  
 0,02% a 2,0% de Cu;  
 0,02% a 1,0% de Ni; y  
 0,0003% a 0,007% de B; y
- 25 incluyendo el resto hierro e impurezas inevitables,  
 en donde está contenida una relación de área de igual a o más alta que 50% de un total de una fase de ferrita, una fase de bainita, y una fase de martensita temperada,  
 está contenida una relación de área de igual a o más alta que 3% de una fase de austenita retenida, y
- 30 una relación numérica de igual a o más alta que 50% de los granos cristalinos de la fase de austenita retenida satisfacen la Expresión 1, suponiendo que una concentración de carbono en una posición del centro de gravedad es Cgc y una concentración de carbono en un borde de grano es Cgb:  
 $Cgb/Cgc \geq 1,2 \dots$  (Expresión 1),  
 en donde un tamaño de grano medio de los granos cristalinos es igual a o menos que 10  $\mu\text{m}$ , y una concentración de carbono media en la fase de austenita retenida es igual a o más alta que 0,7% e igual a o menos que 1,5%;
- 35 en donde una relación numérica de igual a o más alta que 40% de los granos cristalinos son granos cristalinos de diámetro pequeño que tienen un tamaño de grano medio de igual a o mayor que 1  $\mu\text{m}$  e igual a o menos que 2  $\mu\text{m}$ , y  
 una relación numérica de igual a o más alta que 20% de los granos cristalinos son granos cristalinos de diámetro grande que tienen un tamaño de grano medio de igual a o mayor que 2  $\mu\text{m}$ , y en donde una relación numérica de igual a o más alta que 50% de los granos cristalinos de diámetro pequeño satisfacen la Expresión 2, suponiendo que una concentración de carbono en una posición del centro de gravedad es CgcS y una concentración de carbono en un borde de grano es CgbS, y
- 40

una relación numérica de igual a o más alta que 50% de los granos cristalinos de diámetro grande satisfacen la Expresión 3, suponiendo que una concentración de carbono en una posición del centro de gravedad es  $C_{gCL}$  y una concentración de carbono en un borde de grano es  $C_{gbL}$ :

$C_{gbS}/C_{gcS} > 1,3 \dots$  (Expresión 2)

5  $1,3 > C_{gbL}/C_{gcL} > 1,1 \dots$  (Expresión 3)

2. La lámina de acero según la reivindicación 1,

en donde la lámina de acero tiene una película galvanizada provista al menos a una superficie.

3. La lámina de acero según la reivindicación 1 o 2,

en donde la lámina de acero tiene una película galvarrecocida provista al menos a una superficie.

10 4. Un método para fabricar una lámina de acero de la reivindicación 1, método que comprende:

un procedimiento de laminación en caliente para fabricar una lámina de acero laminada en caliente realizando laminación en caliente sobre una plancha que tiene los componentes químicos según la reivindicación 1 o 2 a una temperatura de acabado de igual a o más alta que 850°C e igual a o menos que 970°C;

15 en donde la laminación se realiza con una cantidad de deformación de igual a o menos que 20% en cada uno de dos pasos finales en el procedimiento de laminación en caliente;

un procedimiento de enfriamiento por aire para realizar un enfriamiento por aire sobre la lámina de acero laminada en caliente durante un tiempo de igual a o más largo que 1 segundo e igual a o más corto que 10 segundos;

20 un procedimiento de bobinado para enfriar la lámina de acero laminada en caliente enfriada por aire hasta un intervalo de temperatura de igual a o menos que 650°C a una velocidad de enfriamiento media de igual a o más alta que 10°C/s e igual a o menos que 200°C/s y bobinar después la lámina de acero en un intervalo de temperatura de igual a o menos que 650°C;

un procedimiento de laminación en frío para realizar un decapado sobre la lámina de acero laminada en caliente bobinada a una relación de reducción de laminación de igual a o más alta que 40% y realizar después una laminación en frío sobre la lámina de acero, fabricando de este modo una lámina de acero laminada en frío;

25 un procedimiento de recocido para realizar un recocido sobre la lámina de acero laminada en frío a una temperatura máxima de igual a o más alta que 700°C e igual a o menos que 900°C;

un procedimiento de mantenimiento para enfriar la lámina de acero laminada en frío recocida en un intervalo de temperatura de igual a o más alta que 350°C e igual a o menos que 480°C a una velocidad de enfriamiento media de igual a o más alta que 0,1°C/s e igual a o menos que 200°C/s, y mantener la lámina de acero en este intervalo de temperatura durante un tiempo de igual a o más largo que 1 segundo e igual a o más corto que 1.000 segundos; y

30 un procedimiento de enfriamiento final para enfriar de manera primaria la lámina de acero laminada en frío en un intervalo de temperatura de 350°C a 220°C a una velocidad de enfriamiento media de igual a o más alta que 5°C/s e igual a o menos que 25°C/s, y enfriar de manera secundaria la lámina de acero en un intervalo de temperatura de 120°C a cerca de la temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento media de igual a o más alta que 100°C/s e igual a o menos que 5°C/s.

35 5. El método según la reivindicación 4, en donde se usa una plancha que se recalienta hasta 1.100°C o superior después de ser enfriada hasta 1.100°C o menos en el procedimiento de laminación en caliente.

6. El método según la reivindicación 4, que comprende además un procedimiento de inmersión para sumergir la lámina de acero en un baño de galvanizado por inmersión en caliente después del procedimiento de mantenimiento.

40 7. El método según la reivindicación 6, que comprende además un procedimiento de tratamiento de aleación para realizar un tratamiento de aleación en un intervalo de igual a o más alto que 500°C e igual a o menos que 580°C después del procedimiento de inmersión.

FIG. 1

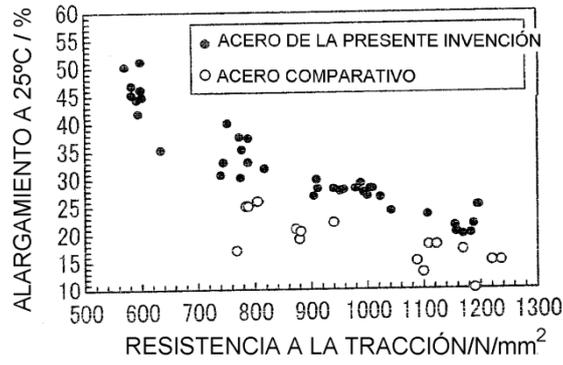


FIG. 2

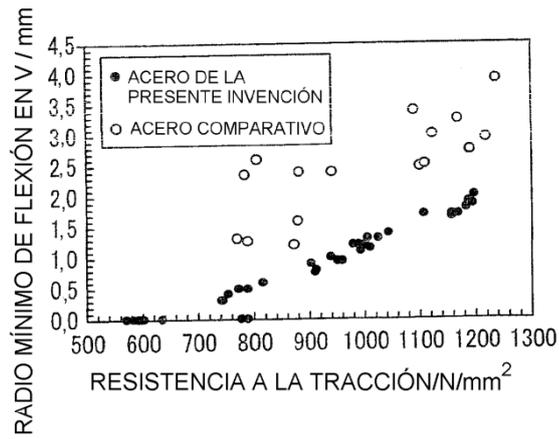


FIG. 3

