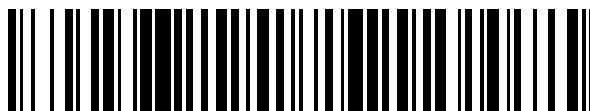


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 729 056**

51 Int. Cl.:

**C21D 9/46** (2006.01)

**C22C 38/00** (2006.01)

**C22C 38/38** (2006.01)

**C22C 38/58** (2006.01)

**C21D 1/18** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **21.10.2011 PCT/JP2011/074299**

87 Fecha y número de publicación internacional: **26.04.2012 WO12053637**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **21.10.2011 E 11834476 (1)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **03.04.2019 EP 2631307**

54 Título: **Chapa fina de acero y método para la fabricación de una chapa fina de acero**

30 Prioridad:

**22.10.2010 JP 2010237249**

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

**30.10.2019**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**HAYASHI, KUNIO;  
ASO, TOSHIMITSU y  
TOMOKIYO, TOSHIMASA**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 729 056 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 fina de acero y método para la fabricación de una chapa fina de acero

**Campo técnico**

5 La presente invención se refiere a una chapa fina de acero y al método de fabricación de una chapa fina de acero. Esta chapa fina de acero, en particular, se usa de manera adecuada en la estampación en caliente.

Se reivindica prioridad sobre la solicitud de patente japonesa n.º 2010-237249, presentada el 22 de octubre de 2010.

**Antecedentes de la técnica**

10 Con el fin de fabricar componentes de alta resistencia de una calidad de 1.180 MPa o superior usados en componentes de automóviles o similares con una excelente precisión dimensional, en los últimos años, se ha desarrollado una tecnología (en lo sucesivo en la presente memoria denominada "estampación en caliente") para la obtención de una alta resistencia de un producto conformado mediante el calentamiento de una chapa fina de acero a un intervalo de austenita, la realización del prensado en un estado ablandado y dúctil alto y, después, el enfriamiento rápido (templado) en un troquel de prensa para realizar la transformación martensítica.

15 En general, una chapa fina de acero para la estampación en caliente contiene una gran cantidad de componentes de C para garantizar la resistencia del producto conformado después de la estampación en caliente y contiene Mn y B para garantizar la capacidad de endurecimiento al enfriarse un troquel. Es decir, la alta capacidad de endurecimiento es una propiedad necesaria para un producto estampado en caliente. Sin embargo, cuando se fabrica una chapa fina de acero, que es un material del mismo, estas propiedades resultan desventajosas, en muchos casos. Por ejemplo, en la chapa fina de acero que tiene una alta capacidad de endurecimiento, cuando la chapa fina de acero laminada en caliente se enfría en una mesa de enfriamiento (en lo sucesivo en la presente memoria denominada "ROT", por sus siglas en inglés), no se completa la transformación de la austenita en una fase de transformación a baja temperatura, tal como la ferrita o la bainita, sino que la transformación se completa en una bobina después del bobinado. En la bobina, las partes periféricas más externas y más internas y las partes de borde se exponen al aire externo, siendo la velocidad de enfriamiento relativamente más alta que la de la parte central. Como resultado, la microestructura de la misma se vuelve irregular y se genera la variación en la resistencia de la chapa fina de acero laminada en caliente. Además, esta irregularidad de la microestructura de la chapa fina de acero laminada en caliente hace que la microestructura, después de la laminación en frío y el recocido continuo, sea irregular, por lo que se genera la variación en la resistencia del material de chapa fina de acero antes de la estampación en caliente. Como medio para resolver la irregularidad de la microestructura generada en una etapa de laminación en caliente, se puede considerar el revenido mediante una etapa de recocido por lotes después de una etapa de laminación en caliente o una etapa de laminación en frío, sin embargo, la etapa de recocido por lotes tarda, normalmente, 3 o 4 días y, por tanto, no resulta preferible desde el punto de vista de la productividad. En los últimos años, en el acero normal distinto de un material para el templado usado para fines especiales, desde el punto de vista de la productividad, se ha generalizado la realización de un tratamiento térmico mediante una etapa de recocido continuo, distinta de la etapa de recocido por lotes. Sin embargo, en el caso de la etapa de recocido continuo, puesto que el tiempo de recocido es corto, resulta difícil la realización de la esferoidización del carburo mediante un tratamiento térmico de larga duración, tal como un tratamiento por lotes. La esferoidización del carburo es un tratamiento para lograr el ablandamiento y la irregularidad de la chapa fina de acero mediante su mantenimiento en la proximidad de un punto de transformación  $A_{c1}$  durante aproximadamente varias decenas de horas. Por otro lado, en el caso de un tratamiento térmico de corta duración, tal como la etapa de recocido continuo, resulta difícil garantizar el tiempo de recocido necesario para la esferoidización. Es decir, en una instalación de recocido continuo, aproximadamente 10 minutos es el límite superior como tiempo de mantenimiento a una temperatura en la proximidad del  $A_{c1}$ , debido a una restricción de la duración de la instalación. En tal tiempo corto, el carburo se enfría antes de someterse a la esferoidización y, además, la recristalización de la ferrita se retrasa parcialmente. Por consiguiente, la chapa fina de acero, después del recocido, tiene una microestructura irregular en un estado endurecido. Como resultado, como se muestra en la FIG. 1, se genera variación en la resistencia del material antes del calentamiento en una etapa de estampación en caliente, en muchos casos.

50 En la actualidad, en un conformado de estampación en caliente ampliamente usado, se generaliza la realización del templado al mismo tiempo que el trabajo de prensa, después del calentamiento de una chapa fina de acero que es un material mediante calentamiento en horno, y mediante el calentamiento en un horno de calentamiento irregularmente hasta una temperatura de fase individual austenítica, resulta posible la resolución de la variación en la resistencia del material descrito anteriormente. Paralelamente, como se describe en el Documento de patente 1, existe un método para la fabricación de un componente que emplea un calentamiento local para proporcionar una resistencia diferente en el componente. En este método, se realiza la estampación en caliente después del calentamiento de una parte predeterminada del componente. Por ejemplo, si se emplea este método, resulta posible que permanezca una parte que no se caliente a un intervalo de austenita y tenga una microestructura del material de base. En tal método, se realiza localmente un calentamiento rápido, por tanto, la velocidad de disolución de los carburos, cuando la temperatura alcanza el intervalo de austenita, afecta de manera significativa a la capacidad de endurecimiento en la estampación en caliente y la resistencia después del endurecimiento.

Si la variación de temperatura existe en el material de chapa fina para la estampación en caliente, la microestructura de la chapa fina de acero no cambia de manera significativa de la microestructura del material de base en una parte calentada a baja temperatura donde la temperatura alcanza únicamente  $Ac_1$  °C o menos o una parte no calentada que no se calienta de manera intencionada (en lo sucesivo en la presente memoria, ambas partes se denominan "parte no calentada"). Por consiguiente, la resistencia del material de base antes del calentamiento se convierte directamente en la resistencia del producto conformado. Sin embargo, como se ha mencionado anteriormente, el material que se somete a la laminación en frío después de la laminación en caliente y el recocido continuo tiene una variación en la resistencia, como se muestra en la FIG. 1 y, por tanto, la parte no calentada está dura y tiene una gran variación en la resistencia. Por consiguiente, existe el problema de que resulta difícil gestionar la precisión de la calidad del producto conformado y la forma de prensado de la parte no calentada.

Además, con el fin de solucionar la variación en la resistencia de un material, cuando se calienta a una temperatura igual o superior a  $Ac_3$  para que sea una fase individual de austenita en una etapa de recocido, se genera una fase endurecida, tal como martensita o bainita, en una fase final de la etapa de recocido debido a la alta capacidad de endurecimiento por el efecto de Mn o B descrito anteriormente y la resistencia de un material aumenta de manera significativa. Como material de estampación en caliente, esto no solo se convierte en una razón para la abrasión del troquel en una pieza en bruto antes de la estampación, sino que también disminuye de manera significativa la capacidad de conformado o la capacidad de fijación de la forma de una parte no calentada. Por consiguiente, aunque se considera no solo la resistencia deseada después del templado por estampación en caliente, la capacidad de conformado o la capacidad de fijación de la forma de una parte no calentada, un material preferible antes de la estampación en caliente es un material que es blando y tiene una pequeña variación y un material que tiene una cantidad de C y capacidad de endurecimiento para obtener la resistencia deseada después del templado por estampación en caliente. Sin embargo, aunque se considera el coste de fabricación como una prioridad y se asume la fabricación de la chapa fina de acero en una instalación de recocido continuo, existe el problema de que resulta difícil realizar el control descrito anteriormente mediante una tecnología de recocido de la técnica relacionada.

Además, existe otro problema porque, aunque la temperatura de calentamiento es baja y el tiempo de calentamiento es corto en la estampación en caliente, los carburos tienden a no disolverse en la austenita y no se puede obtener una resistencia predeterminada después del templado en el producto estampado en caliente.

El Documento de patente 2 describe un material de acero que contiene del 0,25 al 0,45 % de C, del 0,5 al 3,0 % de Mn+Cr y del 0,01 al 0,5 % de Nd, que contiene, además, uno o más tipos entre el  $\leq 0,5$  % de Si, el  $\leq 2$  % de Ni, el  $\leq 1$  % de Cu, el  $\leq 1$  % de V y el  $\leq 1$  % de Al y que contiene, también, en caso de que sea necesario, cantidades adecuadas de uno o más elementos entre B, Nb, Mo, Ti y Ca.

#### Lista de citas

##### Documentos de patente

[Documento de patente 1] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera solicitud n.º 2011-152589

[Documento de patente 2] Solicitud de patente japonesa no examinada n.º 2008-308732

Documentos no de patente

[Documento no de patente 1] "Iron and Steel Materials", The Japan Institute of Metals, Maruzen Publishing Co., Ltd. pág. 21

[Documento no de patente 2] Steel Standardization Group, "A Review of the Steel Standardization Group's Method for the Determination of Critical Points of Steel", Metal Progress, vol. 49, 1946, pág. 1169

[Documento no de patente 3] "Yakiiresei (Hardening of steels)--Motomekata to katsuyou (How to obtain and its use)--," (autor: OWAKU Shigeo, editor: Nikkan Kogyo Shimbun)

#### Compendio de la invención

##### Problema técnico

Un objeto de la presente invención es solucionar los problemas mencionados anteriormente y proporcionar una chapa fina de acero para la estampación en caliente en la que la propiedad de resistencia antes del calentamiento para la estampación en caliente sea suave y uniforme y la capacidad de endurecimiento sea alta aunque la temperatura de calentamiento sea baja y el tiempo de calentamiento sea corto y un método para la fabricación de la misma.

##### Solución al problema

La presente invención emplea las siguientes configuraciones y métodos para la resolución de los problemas mencionados anteriormente.

(1) Un primer aspecto de la presente invención es una chapa fina de acero con componentes químicos que consisten en, en % en masa, del 0,18 % al 0,35 % de C, del 1,0 % al 3,0 % de Mn, del 0,01 % al 1,0 % de Si, del

0,001 % al 0,02 % de P, del 0,0005 % al 0,01 % de S, del 0,001 % al 0,01 % de N, del 0,01 % al 1,0 % de Al, del 0,005 % al 0,2 % de Ti, del 0,0002 % al 0,005 % de B y del 0,002 % al 2,0 % de Cr y, opcionalmente, uno o más del 0,002 % al 2,0 % de Mo, del 0,002 % al 2,0 % de Nb, del 0,002 % al 2,0 % de V, del 0,002 % al 2,0 % de Ni, del 0,002 % al 2,0 % de Cu, del 0,002 % al 2,0 % de Sn, del 0,0005 % al 0,0050 % de Ca, del 0,0005 % al 0,0050 % de Mg y del 0,0005 % al 0,0050 % de REM y el resto de Fe e impurezas inevitables, en donde: en % en volumen, una fracción de una ferrita es igual al o mayor que 50 % y una fracción de una ferrita no recristalizada es igual al o menor del 30 %; y un valor de una relación  $Cr_{\theta}/Cr_M$  es igual a o menor de 2, donde  $Cr_{\theta}$  es una concentración de Cr disuelto como una solución sólida en un carburo de hierro y  $Cr_M$  es una concentración de Cr disuelto como una solución sólida en un material de base, o un valor de una relación  $Mn_{\theta}/Mn_M$  es igual a o menor de 10, donde  $Mn_{\theta}$  es una concentración de Mn disuelto como una solución sólida en un carburo de hierro y  $Mn_M$  es una concentración de Mn disuelto como una solución sólida en un material de base.

(2) En la chapa fina de acero según el anterior (1), un valor de  $DI_{mm}$ , que es un índice de la capacidad de endurecimiento, puede ser igual a o mayor que 76,2.

(3) En la chapa fina de acero según el anterior (1) o (2), una fracción de una perlita no segmentada puede ser igual al o mayor que 10 %.

(4) Un segundo aspecto de la presente invención es un método para la fabricación de una chapa fina de acero para la estampación en caliente, incluyendo el método: laminar en caliente una plancha que contiene componentes químicos según (1) o (2), a fin de obtener una chapa fina de acero laminada en caliente; bobinar la chapa fina de acero laminada en caliente que se somete a laminación en caliente; laminar en frío la chapa fina de acero laminada en caliente bobinada a fin de obtener una chapa fina de acero laminada en frío; recocer de manera continua la chapa fina de acero laminada en frío que se somete a laminación en frío, en donde el recocido continuo incluye: calentar la chapa fina de acero laminada en frío hasta un intervalo de temperatura igual a o superior a  $Ac_1$  °C e inferior a  $Ac_3$  °C; enfriar la chapa fina de acero laminada en frío calentada desde la temperatura de calentamiento más alta hasta 660 °C a una velocidad de enfriamiento igual a o menor de 10 °C/s; y mantener la chapa fina de acero laminada en frío enfriada en un intervalo de temperatura de 550 °C a 660 °C durante 1 minuto a 10 minutos.

(5) El método para la fabricación de una chapa fina de acero según el anterior (4) puede incluir, además, realizar uno cualquiera de un proceso de galvanizado por inmersión en caliente, un proceso de recocido posterior al galvanizado, un proceso de chapado de aluminio fundido, un proceso de chapado de aluminio fundido aleado y un proceso de electrochapado, después del recocido continuo.

(6) Un tercer aspecto de la presente invención es un método para la fabricación de una chapa fina de acero para la estampación en caliente, incluyendo el método: laminar en caliente una plancha que contiene componentes químicos según (1), a fin de obtener una chapa fina de acero laminada en caliente; bobinar la chapa fina de acero laminada en caliente que se somete a laminación en caliente; laminar en frío la chapa fina de acero laminada en caliente bobinada a fin de obtener una chapa fina de acero laminada en frío; y recocer de manera continua la chapa fina de acero laminada en frío que se somete a laminación en frío a fin de obtener una chapa fina de acero para la estampación en caliente, en donde, en la laminación en caliente, en la laminación en caliente de acabado configurada con una máquina con 5 o más cajas de laminación consecutivas, la laminación se realiza mediante el ajuste de una temperatura de laminación en caliente de acabado  $F_iT$  en un tren de laminación final  $F_i$  en un intervalo de temperatura de  $(Ac_3 - 80)$  °C a  $(Ac_3 + 40)$  °C, mediante el ajuste del tiempo desde el inicio de la laminación en un tren de laminación  $F_{i-3}$ , que es una máquina previa al tren de laminación final  $F_i$ , hasta el final de la laminación en el tren de laminación final  $F_i$  para que sea igual a o mayor que 2,5 segundos y mediante el ajuste de una temperatura de laminación en caliente  $F_{i-3}T$  en el tren de laminación  $F_{i-3}$  para que sea igual a o inferior a  $F_iT + 100$  °C y, después del mantenimiento en un intervalo de temperatura de 600 °C a  $Ar_3$  °C durante 3 segundos a 40 segundos, se realiza el bobinado, y el recocido continuo incluye: calentar la chapa fina de acero laminada en frío hasta un intervalo de temperatura igual a o superior a  $(Ac_1 - 40)$  °C e inferior a  $Ac_3$  °C; enfriar la chapa fina de acero laminada en frío calentada desde la temperatura de calentamiento más alta hasta 660 °C a una velocidad de enfriamiento igual a o menor de 10 °C/s; y mantener la chapa fina de acero laminada en frío enfriada en un intervalo de temperatura de 450 °C a 660 °C durante 20 segundos a 10 minutos.

(7) El método para la fabricación de una chapa fina de acero según el anterior (6) puede incluir, además, realizar uno cualquiera de un proceso de galvanizado por inmersión en caliente, un proceso de recocido posterior al galvanizado, un proceso de chapado de aluminio fundido, un proceso de chapado de aluminio fundido aleado y un proceso de electrochapado, después del recocido continuo.

### Efectos ventajosos de la invención

Según las configuraciones y los métodos según (1) a (7) descritos anteriormente, mediante el empleo de la condición de calentamiento en el recocido continuo, como se ha descrito anteriormente, resulta posible hacer que la propiedad de la chapa fina de acero, después del recocido continuo, sea suave y uniforme. Mediante el uso de la chapa fina de acero que tiene una propiedad uniforme, incluso cuando la chapa fina de acero tiene una parte no calentada en el proceso de estampación en caliente, la resistencia del producto estampado en caliente en la parte no calentada se puede estabilizar y, incluso en el caso donde la velocidad de enfriamiento después del conformado es lenta, se puede

obtener una resistencia de endurecimiento suficiente mediante el calentamiento a baja temperatura durante un período de tiempo corto.

Además, mediante la realización de un proceso de galvanizado por inmersión en caliente, un proceso de recocido posterior al galvanizado, un proceso de chapado de aluminio fundido, un proceso de chapado de aluminio fundido aleado o un proceso de electrochapado, después de la etapa de recocido continuo, resulta ventajoso, puesto que resulta posible prevenir la generación de incrustaciones sobre una superficie, elevar la temperatura en una atmósfera sin oxidación para evitar la generación de incrustaciones, cuando no es necesario elevar la temperatura para la estampación en caliente o no es necesario un proceso de descalcificación después de la estampación en caliente, y también se presenta la prevención de la oxidación del producto estampado en caliente.

10 **Breve descripción de los dibujos**

La FIG. 1 es una vista que muestra la variación en la dureza de una chapa fina de acero para la estampación en caliente, después del recocido continuo de la técnica relacionada.

La FIG. 2 es una vista que muestra un modelo de historial de temperatura en una etapa de recocido continuo de la presente invención.

15 La FIG. 3A es una vista que muestra la variación en la dureza de una chapa fina de acero para la estampación en caliente, después del recocido continuo, en la que la temperatura de bobinado se ajusta a 680 °C.

La FIG. 3B es una vista que muestra la variación en la dureza de una chapa fina de acero para la estampación en caliente, después del recocido continuo, en la que la temperatura de bobinado se ajusta a 750 °C.

20 La FIG. 3C es una vista que muestra la variación en la dureza de una chapa fina de acero para la estampación en caliente, después del recocido continuo, en la que la temperatura de bobinado se ajusta a 500 °C.

La FIG. 4 es una vista que muestra una forma de un producto de ejemplo estampado en caliente de la presente invención.

La FIG. 5 es una vista que muestra las etapas de ejemplo de la estampación en caliente de la presente invención.

25 La FIG. 6 es una vista que muestra la variación en la capacidad de endurecimiento cuando se estampa en caliente mediante valores de  $Cr_{\theta}/Cr_M$  y  $Mn_{\theta}/Mn_M$  en la presente invención.

La FIG. 7A es un resultado de perlita segmentada observada mediante un SEM 2000x.

La FIG. 7B es un resultado de perlita segmentada observada mediante un SEM 5000x.

La FIG. 8A es un resultado de perlita no segmentada observada mediante un SEM 2000x.

La FIG. 8B es un resultado de perlita no segmentada observada mediante un SEM 5000x.

30 **Descripción de las realizaciones**

En lo sucesivo en la presente memoria, se describirán las realizaciones preferidas de la presente invención.

En primer lugar, se describirá un método para el cálculo de  $Ac_3$ , que es importante en la presente invención. En la presente invención, puesto que resulta importante obtener un valor preciso de  $Ac_3$ , se desea medir, de manera experimental, el valor, aparte de calcularlo a partir de una ecuación de cálculo. Además, también resulta posible medir el  $Ac_1$  a partir del mismo ensayo. Como ejemplo de método de medición, como se describe en los Documentos no de patente 1 y 2, un método de adquisición del cambio de longitud de una chapa fina de acero cuando se calienta y enfría es general. En el momento del calentamiento, una temperatura a la que comienza a aparecer la austenita es  $Ac_1$  y una temperatura a la que aparece la fase individual de austenita es  $Ac_3$  y resulta posible leer cada temperatura a partir del cambio en la expansión. En el caso de la medición de manera experimental, resulta general el uso de un método de calentamiento de una chapa fina de acero después de la laminación en frío a una velocidad de calentamiento cuando, en realidad, se calienta en una etapa de recocido continuo y se mide  $Ac_3$  a partir de una curva de expansión. La velocidad de calentamiento en la presente memoria es una velocidad de calentamiento promedio en un intervalo de temperatura de "500 °C a 650 °C", que es una temperatura igual a o inferior a  $Ac_1$ , y el calentamiento se realiza a una velocidad constante usando la velocidad de calentamiento. En la presente invención, se usa un resultado medido cuando se ajusta una velocidad de temperatura ascendente de 5 °C/s.

Paralelamente, la temperatura a la que comienza la transformación de una fase individual de austenita en una fase de transformación a baja temperatura, tal como ferrita o bainita, se denomina  $Ar_3$ , sin embargo, con respecto a la transformación en una etapa de laminación en caliente,  $Ar_3$  cambia según las condiciones de laminación en caliente o una velocidad de enfriamiento después de la laminación. Por consiguiente,  $Ar_3$  se calculó con un modelo de cálculo descrito en ISIJ International, vol. 32 (1992), n.º 3 y el tiempo de mantenimiento de  $Ar_3$  a 600 °C se determinó mediante la correlación con una temperatura real.

(Primera realización)

En lo sucesivo en la presente memoria, se describirá una chapa fina de acero para la estampación en caliente según una primera realización de la presente invención.

(Índice de templado de la chapa fina de acero para la estampación en caliente)

- 5 Puesto que se dirige a un material de estampación en caliente para obtener una resistencia alta después del templado, el material de estampación en caliente está diseñado, en general, para que tenga un componente de alto contenido de carbono y un componente que tenga una alta capacidad de endurecimiento. En la presente invención, la "alta capacidad de endurecimiento" significa que un valor de  $DI_{mm}$ , que es un índice de templado, es igual o mayor que 76,2. Resulta posible calcular el valor de  $DI_{mm}$  basándose en la ASTM A255-67. Un método de cálculo detallado se muestra
- 10 en el Documento no de patente 3. Aunque se han propuesto varios métodos de cálculo del valor de  $DI_{mm}$ , con respecto a una ecuación de  $fB$  para el cálculo usando un método aditivo y el cálculo de un efecto de  $B$ , resulta posible usar, en esta realización, la ecuación de  $fB = 1 + 2,7$  (0,85 % en peso de  $C$ ) descrita en el Documento no de patente 3. Además, resulta necesario designar el n.º de tamaño de grano de la austenita según una cantidad añadida de  $C$ , sin embargo, en la práctica, puesto que el n.º de tamaño de grano de la austenita cambia en función de las condiciones de laminación
- 15 en caliente, el cálculo se realiza mediante la estandarización de un tamaño de grano de n.º 6 en esta realización.

- El valor de  $DI_{mm}$  es un índice que muestra la capacidad de endurecimiento y no siempre se relaciona con la resistencia de una chapa fina de acero. Es decir, la resistencia de la martensita se determina mediante las cantidades de  $C$  y otros elementos de solución sólida. Por consiguiente, los problemas de la presente memoria descriptiva no se producen en todos los materiales de acero que tienen una gran cantidad de  $C$ . Incluso en caso de que se incluya una
- 20 gran cantidad de  $C$ , la transformación de fase de una chapa fina de acero avanza relativamente rápido, siempre que el valor de  $DI_{mm}$  sea un valor bajo, y, por tanto, la transformación de fase casi se completa antes del bobinado en el enfriamiento en la ROT. Además, también en una etapa de recocido, puesto que la transformación de ferrita avanza fácilmente en el enfriamiento desde la temperatura de calentamiento más alta, resulta fácil fabricar un material de estampación en caliente blando. Paralelamente, los problemas de la presente memoria descriptiva se muestran
- 25 claramente en un material de acero que tiene un valor alto de  $DI_{mm}$  y una gran cantidad añadida de  $C$ . Por consiguiente, se obtienen efectos significativos de la presente invención en un caso donde un material de acero contiene del 0,18 % al 0,35 % de  $C$  y el valor de  $DI_{mm}$  es igual o mayor que 76,2. Paralelamente, cuando el valor de  $DI_{mm}$  es extremadamente alto, los componentes químicos no se encuentran dentro del intervalo de la presente invención y la transformación de ferrita en el recocido continuo no avanza, por tanto, no resulta adecuado para la presente invención.
- 30 Por consiguiente, el valor de aproximadamente 254 resulta preferible como límite superior del valor de  $DI_{mm}$ .

(Compuestos químicos de la chapa fina de acero para la estampación en caliente)

- La chapa fina de acero para la estampación en caliente según la presente realización incluye  $C$ ,  $Mn$ ,  $Si$ ,  $P$ ,  $S$ ,  $N$ ,  $Al$ ,  $Ti$ ,  $B$  y  $Cr$  y el resto de  $Fe$  e impurezas inevitables. Además, como elementos opcionales, uno o más elementos de
- 35  $Mo$ ,  $Nb$ ,  $V$ ,  $Ni$ ,  $Cu$ ,  $Sn$ ,  $Ca$ ,  $Mg$  y  $REM$  pueden estar contenidos. En lo sucesivo en la presente memoria, se describirá el intervalo preferido del contenido de cada elemento. El % que indica el contenido significa % en masa. En la chapa fina de acero para la estampación en caliente según la presente realización, las impurezas inevitables distintas de los elementos descritos anteriormente pueden estar contenidas, siempre que el contenido de las mismas sea un grado que no altere de manera significativa los efectos de la presente invención, sin embargo, resulta preferible una cantidad tan pequeña como sea posible de las mismas.

- 40 (C: del 0,18 % al 0,35 %)

Cuando el contenido de  $C$  es menor del 0,18 %, la capacidad de endurecimiento después de la estampación en caliente se vuelve baja y la diferencia en la resistencia en un componente se vuelve pequeña. Paralelamente, cuando el contenido de  $C$  excede el 0,35 %, la capacidad de conformado de la parte no calentada que se calienta hasta el punto  $Ac_1$  o menos disminuye de manera significativa.

- 45 Por consiguiente, un valor de límite inferior de  $C$  es el 0,18, preferiblemente el 0,20 % y más preferiblemente el 0,22 %. Un valor de límite superior de  $C$  es el 0,35 %, preferiblemente el 0,33 % y más preferiblemente el 0,30 %.

(Mn: del 1,0 % al 3,0 %)

- 50 Cuando el contenido de  $Mn$  es menor del 1,0 %, resulta difícil garantizar la capacidad de endurecimiento en el momento de la estampación en caliente. Paralelamente, cuando el contenido de  $Mn$  excede el 3,0 %, se produce fácilmente la segregación de  $Mn$  y se produce fácilmente el craqueo en el momento de la laminación en caliente.

Por consiguiente, un valor de límite inferior de  $Mn$  es el 1,0 %, preferiblemente el 1,2 % y más preferiblemente el 1,5 %. Un valor de límite superior de  $Mn$  es el 3,0 %, preferiblemente el 2,8 % y más preferiblemente el 2,5 %.

(Si: del 0,01 % al 1,0 %)

Si tiene el efecto de mejorar ligeramente la capacidad de endurecimiento, sin embargo, el efecto es ligero. Si el  $Si$

5 tiene una gran cantidad de endurecimiento por solución sólida, en comparación con otros elementos que están contenidos, resulta posible reducir la cantidad de C añadida para la obtención de la resistencia deseada después del templado. Por consiguiente, resulta posible contribuir a la mejora de la capacidad de soldadura, que es una desventaja del acero que tiene una gran cantidad de C. Por consiguiente, el efecto del mismo es grande cuando la cantidad añadida es grande, sin embargo, cuando la cantidad añadida del mismo excede el 0,1 %, debido a la generación de óxidos sobre la superficie de la chapa fina de acero, se deteriora de manera significativa el recubrimiento de conversión química para conferir resistencia a la corrosión o se altera la capacidad de humectación de la galvanización. Además, no se proporciona, en particular, un límite inferior del mismo, sin embargo, aproximadamente el 0,01 %, que es una cantidad de Si usada en un nivel de desoxidación normal, es un límite inferior práctico.

10 Por consiguiente, el valor de límite inferior de Si es el 0,01 %. El valor de límite superior de Si es el 1,0 % y preferiblemente el 0,8 %.

(P: del 0,001 % al 0,02 %)

15 P es un elemento que tiene una alta propiedad de endurecimiento por solución sólida, sin embargo, cuando el contenido del mismo excede el 0,02 %, se deteriora el recubrimiento de conversión química de la misma manera que en el caso del Si. Además, no se proporciona, en particular, un límite inferior del mismo, sin embargo, resulta difícil tener un contenido menor del 0,001 %, puesto que el coste aumenta de manera significativa.

(S: del 0,0005 % al 0,01 %)

20 Puesto que el S genera inclusiones, tales como MnS, que deteriora la tenacidad o la trabajabilidad, se desea que la cantidad añadida del mismo sea pequeña. Por consiguiente, la cantidad del mismo es preferiblemente igual al o menor del 0,01 %. Además, no se proporciona, en particular, un límite inferior del mismo, sin embargo, resulta difícil tener un contenido menor del 0,0005 %, puesto que el coste aumenta de manera significativa.

(N: del 0,001 % al 0,01 %)

25 Puesto que el N deteriora el efecto de la mejora de la capacidad de endurecimiento cuando se realiza la adición de B, resulta preferible tener una cantidad añadida extremadamente pequeña. Desde este punto de vista, el límite superior del mismo se ajusta al 0,01 %. Además, no se proporciona, en particular, el límite inferior, sin embargo, resulta difícil tener un contenido menor del 0,001 %, puesto que el coste aumenta de manera significativa.

(Al: del 0,01 % al 1,0 %)

30 Puesto que el Al tiene la propiedad de endurecimiento por solución sólida de la misma manera que el Si, este se puede añadir para reducir la cantidad añadida de C. Puesto que el Al deteriora el recubrimiento de conversión química o la capacidad de humectación de la galvanización de la misma manera que el Si, el límite superior del mismo es el 1,0 % y el límite inferior, en particular, no se proporciona, sin embargo, el 0,01 %, que es la cantidad de Al mezclada en el nivel de desoxidación, es un límite inferior práctico.

(Ti: del 0,005 % al 0,2 %)

35 Ti resulta ventajoso para la desintoxicación del N que deteriora el efecto de la adición de B. Es decir, cuando el contenido de N es grande, B se enlaza con N y se forma BN. Puesto que el efecto de la mejora de la capacidad de endurecimiento de B se presenta en el momento de un estado de solución sólida de B, aunque B se añade en un estado de gran cantidad de N, no se obtiene el efecto de la mejora de la capacidad de endurecimiento. Por consiguiente, mediante la adición de Ti, resulta posible fijar N como TiN y que B permanezca en un estado de solución sólida. En general, la cantidad de Ti necesaria para la obtención de este efecto se puede obtener mediante la adición de la cantidad que es aproximadamente cuatro veces la cantidad de N de una relación de pesos atómicos. Por consiguiente, cuando se considera que el contenido de N se mezcla inevitablemente, resulta necesario un contenido igual al o mayor que 0,005 %, que es el límite inferior. Además, Ti se enlaza con C y se forma TiC. Puesto que se puede obtener un efecto de mejora de una propiedad de fractura retardada después de la estampación en caliente, cuando se mejora activamente la propiedad de fractura retardada, resulta preferible añadir un valor igual al o mayor que 0,05 % de Ti. Sin embargo, si la cantidad añadida excede el 0,2 %, se forma TiC grueso en un límite de grano de austenita o similar y se generan grietas en la laminación en caliente, de tal manera que el 0,2 % se ajusta como límite superior.

(B: del 0,0002 % al 0,005 %)

50 B es uno de los elementos más eficaces como elemento para la mejora de la capacidad de endurecimiento con un coste bajo. Como se ha descrito anteriormente, cuando se añade B, puesto que resulta necesario que esté en un estado de solución sólida, resulta necesario añadir Ti, en caso de que sea necesario. Además, puesto que el efecto del mismo no se obtiene cuando la cantidad del mismo es menor del 0,0002 %, el 0,0002 % se ajusta como límite inferior. Paralelamente, puesto que el efecto del mismo se vuelve saturado cuando la cantidad del mismo excede el 0,005 %, resulta preferible ajustar el 0,005 % como límite superior.

(Cr: del 0,002 % al 2,0 %)

5 El Cr mejora la capacidad de endurecimiento y la tenacidad con un contenido igual al o mayor que 0,002 %. La mejora de la tenacidad se obtiene mediante un efecto de mejora de la propiedad de fractura retardada mediante el conformado de carburo de aleación o un efecto de refinado de grado del tamaño de grano de la austenita. Paralelamente, cuando el contenido de Cr excede el 2,0 %, los efectos del mismo se vuelven saturados.

(Mo: del 0,002 % al 2,0 %)

(Nb: del 0,002 % al 2,0 %)

(V: del 0,002 % al 2,0 %)

10 El Mo, el Nb y el V mejoran la capacidad de endurecimiento y la tenacidad con un contenido igual al o mayor que 0,002 %, respectivamente. El efecto de la mejora de la tenacidad se puede obtener mediante la mejora de la propiedad de fractura retardada mediante el conformado de carburo de aleación o mediante el refinado de grado del tamaño de grano de la austenita. Paralelamente, cuando el contenido de cada elemento excede el 2,0 %, los efectos del mismo se vuelven saturados. Por consiguiente, las cantidades contenidas de Mo, Nb y V pueden encontrarse en un intervalo del 0,002 % al 2,0 %, respectivamente.

15 (Ni: del 0,002 % al 2,0 %)

(Cu: del 0,002 % al 2,0 %)

(Sn: del 0,002 % al 2,0 %)

20 Además, El Ni, el Cu y el Sn mejoran la tenacidad con un contenido igual al o mayor que 0,002 %, respectivamente. Paralelamente, cuando el contenido de cada elemento excede el 2,0 %, los efectos del mismo se vuelven saturados. Por consiguiente, las cantidades contenidas de Ni, Cu y Sn pueden encontrarse en un intervalo del 0,002 % al 2,0 %, respectivamente.

(Ca: del 0,0005 % al 0,0050 %)

(Mg: del 0,0005 % al 0,0050 %)

(REM: del 0,0005 % al 0,0050 %)

25 El Ca, el Mg y el REM tienen efectos del refinado de grano de las inclusiones con cada contenido igual al o mayor que 0,0005 % y su supresión. Paralelamente, cuando la cantidad de cada elemento excede el 0,0050 %, los efectos del mismo se vuelven saturados. Por consiguiente, las cantidades contenidas de Ca, Mg y REM pueden encontrarse en un intervalo del 0,0005 % al 0,0050 %, respectivamente.

(Microestructura de la chapa fina de acero para la estampación en caliente)

30 A continuación, se describirá una microestructura de la chapa fina de acero para la estampación en caliente según la presente realización.

35 La FIG. 2 muestra un modelo de historial de temperatura en la etapa de recocido continuo. En la FIG. 2,  $Ac_1$  significa la temperatura a la que comienza a producirse la transformación inversa en austenita en el momento en que aumenta la temperatura y  $Ac_3$  significa la temperatura a la que una composición de metal de la chapa fina de acero se convierte por completo en austenita en el momento en que aumenta la temperatura. La chapa fina de acero sometida a la etapa de laminación en frío se encuentra en un estado donde la microestructura de la chapa fina laminada en caliente se aplasta mediante laminación en frío y, en este estado, la chapa fina de acero se encuentra en un estado endurecido con una densidad de dislocación extremadamente alta. En general, la microestructura de la chapa fina de acero laminada en caliente del material de templado es una estructura mixta de ferrita y perlita. Sin embargo, la

40 microestructura se puede controlar hasta una estructura conformada principalmente de bainita y conformada principalmente de martensita, mediante una temperatura de bobinado de la chapa fina laminada en caliente. Como se describirá más adelante, cuando se fabrica la chapa fina de acero para la estampación en caliente según la presente realización, mediante el calentamiento de la chapa fina de acero para que sea igual a o superior a  $Ac_1$  °C en una etapa de calentamiento, se ajusta una fracción de volumen de la ferrita no recristalizada para que sea igual al o menor del

45 30 %. Además, mediante el ajuste de la temperatura de calentamiento más alta para que sea inferior a  $Ac_3$  °C en la etapa de calentamiento y mediante el enfriamiento desde la temperatura de calentamiento más alta hasta 660 °C a una velocidad de enfriamiento igual a o menor de 10 °C/s en la etapa de enfriamiento, la transformación de ferrita avanza en el enfriamiento y se ablanda la chapa fina de acero. Cuando, en la etapa de enfriamiento, se promueve la transformación de ferrita y se ablanda la chapa fina de acero, resulta preferible que la ferrita permanezca ligeramente

50 en la etapa de calentamiento y, por consiguiente, resulta preferible ajustar la temperatura de calentamiento más alta para que sea de " $(Ac_1 + 20)$  °C a  $(Ac_3 - 10)$  °C". Mediante el calentamiento a este intervalo de temperatura, además de que la ferrita no recristalizada endurecida se ablanda mediante la recuperación y recristalización debido al movimiento de dislocación en el recocido, resulta posible austenizar la ferrita no recristalizada endurecida restante. En



la etapa de calentamiento, la ferrita no recristalizada permanece ligeramente, en una etapa de enfriamiento posterior a una velocidad de enfriamiento igual a o menor de 10 °C/s y una etapa de mantenimiento del mantenimiento en un intervalo de temperatura de "550 °C a 660 °C" durante 1 minuto a 10 minutos, la ferrita crece mediante la nucleación de la ferrita no recristalizada y la precipitación de la cementita se promueve mediante la concentración de C en la austenita no transformada. Por consiguiente, la microestructura principal, después de la etapa de recocido de la chapa fina de acero para la estampación en caliente según la realización, está configurada de ferrita, cementita y perlita y contiene una parte de austenita, martensita y bainita restante. El intervalo de la temperatura de calentamiento más alta en la etapa de calentamiento se puede expandir mediante el ajuste de las condiciones de laminación en la etapa de laminación en caliente y las condiciones de enfriamiento en la ROT. Es decir, el factor de los problemas se origina en la variación de la microestructura de la chapa fina laminada en caliente y, si la microestructura de la chapa fina laminada en caliente se ajusta de tal manera que se homogeniza la chapa fina laminada en caliente y avanza la recristalización de la ferrita después de la laminación en frío de manera uniforme y rápida, aunque el límite inferior de la temperatura de calentamiento más alta en la etapa de calentamiento se expanda hasta ( $Ac_1 - 40$ ) °C, resulta posible suprimir el resto de la ferrita no recristalizada y expandir las condiciones en la etapa de mantenimiento (como se describirá más adelante, en un intervalo de temperatura de "450 °C a 660 °C" durante 20 segundos a 10 minutos).

Con más detalle, la chapa fina de acero para la estampación en caliente según la presente realización incluye una estructura de metal en la que una fracción de volumen de la ferrita obtenida mediante la combinación de la ferrita recristalizada y la ferrita transformada es igual al o mayor que 50 % y una fracción de volumen de la fracción de ferrita no recristalizada es igual al o menor del 30 %. Cuando la fracción de ferrita es menor del 50 %, la dureza de la chapa fina de acero después de la etapa de recocido continuo se vuelve alta. Además, cuando la fracción de la ferrita no recristalizada excede el 30 %, la dureza de la chapa fina de acero después de la etapa de recocido continuo se vuelve alta.

La relación de la ferrita no recristalizada se puede medir mediante el análisis de un patrón de difracción de electrones retrodispersados (EBSP, por sus siglas en inglés). La discriminación de la ferrita no recristalizada y otra ferrita, es decir, la ferrita recristalizada y la ferrita transformada, se puede realizar mediante el análisis de los datos de medición de la orientación del cristal del EBSP mediante el método de desorientación promedia de Kernel (método KAM, por sus siglas en inglés). La dislocación se recupera en los granos de la ferrita no recristalizada, sin embargo, existe un continuo cambio de la orientación del cristal generado debido a la deformación plástica en el momento de la laminación en frío. Paralelamente, el cambio de la orientación del cristal en los granos de ferrita, excepto la ferrita no recristalizada, es extremadamente pequeño. Esto se debe a que, aunque la orientación de cristal de los granos de cristal adyacentes es en gran medida diferente debido a la recristalización y la transformación, la orientación del cristal en un grano de cristal no cambia. En el método KAM, puesto que resulta posible mostrar, de manera cuantitativa, la diferencia de la orientación del cristal de los píxeles adyacentes (puntos de medición), en la presente invención, cuando se define el límite de grano entre un píxel en el que la diferencia de la orientación del cristal promedia con el punto de medición adyacente se encuentra dentro de 1 ° (grado) y un píxel en el que la diferencia de la orientación del cristal promedia con el punto de medición adyacente es igual a o mayor que 2 ° (grados), el grano que tiene un tamaño de grano de cristal igual a o mayor que 3 μm se define como la ferrita distinta de la ferrita no recristalizada, es decir, la ferrita recristalizada y la ferrita transformada.

Además, en la chapa fina de acero para la estampación en caliente según la presente realización, (A) un valor de una relación  $Cr_{\theta}/Cr_M$  de una concentración de  $Cr_{\theta}$  de Cr disuelto como una solución sólida en carburo de hierro y una concentración de  $Cr_M$  de Cr disuelto como una solución sólida en un material de base es igual a o menor de 2 o (B) un valor de una relación  $Mn_{\theta}/Mn_M$  de una concentración de  $Mn_{\theta}$  de Mn disuelto como una solución sólida en carburo de hierro y una concentración de  $Mn_M$  de Mn disuelto como una solución sólida en un material de base es igual a o menor de 10.

La cementita, que es un representante del carburo de hierro, se disuelve en la austenita en el momento del calentamiento por estampación en caliente y aumenta la concentración de C en la austenita. En el momento del calentamiento en una etapa de estampación en caliente, cuando se calienta a una temperatura baja durante un período de tiempo corto mediante un calentamiento rápido o similar, la disolución de la cementita no es suficiente y la capacidad de endurecimiento o la resistencia después del templeado no es suficiente. Se puede mejorar la velocidad de disolución de la cementita mediante la reducción de una cantidad de distribución de Cr o Mn, que es un elemento fácilmente distribuido en cementita, en la cementita. Cuando el valor de  $Cr_{\theta}/Cr_M$  excede 2 y el valor de  $Mn_{\theta}/Mn_M$  excede 10, la disolución de la cementita en la austenita en el momento del calentamiento durante un período de tiempo corto es insuficiente. Resulta preferible que el valor de  $Cr_{\theta}/Cr_M$  sea igual a o menor de 1,5 o el valor de  $Mn_{\theta}/Mn_M$  sea igual a o menor de 7.

La  $Cr_{\theta}/Cr_M$  y la  $Mn_{\theta}/Mn_M$  se pueden reducir mediante el método para la fabricación de una chapa fina de acero. Como se describirá con detalle en la segunda realización y la tercera realización, resulta necesario suprimir la difusión de los elementos sustitutivos en el carburo de hierro y resulta necesario controlar la difusión en la etapa de laminación en caliente y la etapa de recocido continuo después de la laminación en frío. Los elementos sustitutivos, tales como Cr o Mn, son diferentes de los elementos intersticiales, tales como C o N, y se difunden en el carburo de hierro mediante su mantenimiento a una temperatura alta igual a o superior a 600 °C durante un período de tiempo largo. A fin de evitar esto, existen dos métodos principales. Uno de estos es, como se describe en la segunda realización, un método de disolución de toda la austenita mediante el calentamiento del carburo de hierro generado en la laminación en

caliente de  $Ac_1$  a  $Ac_3$  en el recocido continuo y la realización de un enfriamiento lento desde la temperatura de calentamiento más alta hasta una temperatura igual a o inferior a  $10\text{ }^\circ\text{C/s}$  y su mantenimiento a entre  $550\text{ }^\circ\text{C}$  y  $660\text{ }^\circ\text{C}$  para generar la transformación de ferrita y el carburo de hierro. Puesto que el carburo de hierro generado en el recocido continuo se genera en un período de tiempo corto, resulta difícil que se difundan los elementos sustitutos.

- 5 En el otro de estos, como se describe en la tercera realización, en la etapa de enfriamiento después de la etapa de laminación en caliente, mediante la finalización de la transformación de ferrita y perlita, resulta posible obtener un estado suave y uniforme en el que la cantidad de difusión de los elementos sustitutos en el carburo de hierro en la perlita es pequeña. La razón de la limitación de las condiciones de laminación en caliente se describirá más adelante. Por consiguiente, en el tercer aspecto de la presente invención, en el estado de la chapa fina laminada en caliente
- 10 después de la laminación en caliente, resulta posible ajustar los valores de  $Cr_\theta/Cr_M$  y  $Mn_\theta/Mn_M$  como valores bajos. Por tanto, en la etapa de recocido continuo después de la laminación en frío, incluso con el recocido en un intervalo de temperatura de ( $Ac_1 - 40$ )  $^\circ\text{C}$  al que se produce únicamente la recristalización de la ferrita, aunque resulta posible completar la transformación en el enfriamiento en la ROT después de la laminación en caliente, resulta posible ajustar la  $Cr_\theta/Cr_M$  y la  $Mn_\theta/Mn_M$  para que sean bajas.
- 15 Como se muestra en la FIG. 6, los valores de umbral se determinaron a partir de una curva de expansión cuando se mantuvo C-1, en la que los valores de  $Cr_\theta/Cr_M$  y  $Mn_\theta/Mn_M$  son bajos, lo que está dentro del alcance de la presente invención, y C-4, en la que los valores de  $Cr_\theta/Cr_M$  y  $Mn_\theta/Mn_M$  son altos, lo que no se encuentra dentro del alcance de la presente invención, durante 10 segundos, después del calentamiento hasta  $850\text{ }^\circ\text{C}$  a  $150\text{ }^\circ\text{C/s}$  y, a continuación, el enfriamiento a  $5\text{ }^\circ\text{C/s}$ . Es decir, aunque la transformación comienza en la proximidad de  $650\text{ }^\circ\text{C}$  en el enfriamiento, en
- 20 un material en el que los valores de  $Cr_\theta/Cr_M$  y  $Mn_\theta/Mn_M$  son altos, no se observa una transformación de fase clara a una temperatura igual a o inferior a  $400\text{ }^\circ\text{C}$ , en el material en el que los valores de  $Cr_\theta/Cr_M$  y  $Mn_\theta/Mn_M$  son altos. Es decir, mediante el ajuste de los valores de  $Cr_\theta/Cr_M$  y  $Mn_\theta/Mn_M$  para que sean bajos, resulta posible mejorar la capacidad de endurecimiento después del calentamiento rápido.

- 25 Un método de medición del análisis de componentes de Cr y Mn en el carburo de hierro no está particularmente limitado, sin embargo, por ejemplo, se puede realizar el análisis con un espectrómetro de difusión de energía (EDS, por sus siglas en inglés) conectado a un TEM, mediante la fabricación de materiales de réplica extraídos de localizaciones arbitrarias de la chapa fina de acero y la observación usando el microscopio electrónico de transmisión (TEM, por sus siglas en inglés) con un aumento de 1.000 o más. Además, en el análisis de componentes de Cr y Mn en una fase matriz, el análisis con EDS se puede realizar en granos de ferrita suficientemente separados del carburo de hierro, mediante la fabricación de una película fina usada en general.
- 30

Además, en la chapa fina de acero para la estampación en caliente según la presente realización, una fracción de la perlita no segmentada puede ser igual al o mayor que  $10\%$ .

- 35 La perlita no segmentada muestra que la perlita que se austeniza una vez en la etapa de recocido se transforma en la perlita de nuevo en la etapa de enfriamiento, la perlita no segmentada muestra que los valores de  $Cr_\theta/Cr_M$  y  $Mn_\theta/Mn_M$  son inferiores. Si la fracción de la perlita no segmentada es igual al o mayor que  $10\%$ , se mejora la capacidad de endurecimiento de la chapa fina de acero.

- 40 Cuando la microestructura de la chapa fina de acero laminada en caliente se conforma a partir de la ferrita y la perlita, si la ferrita se recristaliza después de la laminación en frío de la chapa fina de acero laminada en caliente a aproximadamente el  $50\%$ , en general, la localización que indica la perlita no segmentada se encuentra en un estado donde la perlita se segmenta finamente, como se muestra en el resultado observado mediante el SEM de las FIG. 7A y 7B. Por otro lado, cuando el calentamiento en el recocido continuo es igual a o superior a  $Ac_1$ , después de austenizarse la perlita una vez, mediante la posterior etapa de enfriamiento y mantenimiento, se producen la transformación de ferrita y la transformación de perlita. Puesto que se conforma la perlita mediante la transformación durante un período de tiempo corto, la perlita se encuentra en un estado que no contiene los elementos sustitutos en el carburo de hierro y tiene una forma no segmentada, como se muestra en las FIG. 8A y 8B.
- 45

La relación de área de la perlita no segmentada se puede obtener mediante la observación de una pieza de ensayo cortada y pulida con un microscopio óptico y la medición de la relación usando un método de recuento de puntos.

(Segunda realización)

- 50 En lo sucesivo en la presente memoria, se describirá un método para la fabricación de una chapa fina de acero para la estampación en caliente según una segunda realización de la presente invención.

El método para la fabricación de una chapa fina de acero para la estampación en caliente según la presente realización incluye al menos una etapa de laminación en caliente, una etapa de bobinado, una etapa de laminación en frío y una etapa de recocido continuo. En lo sucesivo en la presente memoria, se describirá con detalla cada etapa.

(Etapa de laminación en caliente)

- 55 En la etapa de laminación en caliente, se calienta (recalienta) una pieza de acero que tiene los componentes químicos descritos en la primera realización anterior hasta una temperatura igual a o superior a  $1.100\text{ }^\circ\text{C}$  y se realiza la

laminación en caliente. La pieza de acero puede ser una plancha obtenida inmediatamente después de fabricarse mediante una instalación de colada continua o se puede fabricar usando un horno eléctrico. Mediante el calentamiento de la pieza de acero hasta una temperatura igual a o superior a 1.100 °C, los elementos de conformado del carburo y el carbono se pueden someter a una disolución por descomposición de manera suficiente en el material de acero. Además, mediante el calentamiento de la pieza de acero hasta una temperatura igual a o superior a 1.200 °C, se pueden disolver de manera suficiente los carbonitruros precipitados en la pieza de acero. Sin embargo, no resulta preferible calentar la pieza de acero hasta una temperatura superior a 1.280 °C, desde el punto de vista del coste de producción.

Cuando la temperatura de acabado de la laminación en caliente es inferior a  $Ar_3$  °C, se produce la transformación de ferrita en la laminación mediante el contacto de la capa de superficie de la chapa fina de acero y un rodillo de tren y la resistencia a la deformación de la laminación puede ser significativamente alta. El límite superior de la temperatura de acabado, en particular, no se proporciona, sin embargo, el límite superior se puede ajustar a aproximadamente 1.050 °C.

(Etapa de bobinado)

Resulta preferible que la temperatura de bobinado en la etapa de bobinado después de la etapa de laminación en caliente se encuentre en un intervalo de temperatura de "700 °C a 900 °C" (intervalo de transformación de ferrita y transformación de perlita) o en un intervalo de temperatura de "25 °C a 500 °C" (intervalo de transformación de martensita o transformación de bainita). En general, puesto que la bobina después del bobinado se enfría desde la parte de borde, el historial de enfriamiento se vuelve irregular y, como resultado, se produce fácilmente la irregularidad de la microestructura, sin embargo, mediante el bobinado de la bobina laminada en caliente en el intervalo de temperatura descrito anteriormente, resulta posible evitar que la irregularidad de la microestructura se produzca en la etapa de laminación en caliente. Sin embargo, incluso con una temperatura de bobinado más allá del intervalo preferido, resulta posible reducir una variación significativa de la misma, en comparación con la técnica relacionada, mediante el control de la microestructura en el recocido continuo.

(Etapa de laminación en frío)

En la etapa de laminación en frío, la chapa fina de acero laminada en caliente bobinada se lamina en frío después del decapado y se fabrica una chapa fina de acero laminada en frío.

(Etapa de recocido continuo)

En la etapa de recocido continuo, la chapa fina de acero laminada en frío se somete a un recocido continuo. La etapa de recocido continuo incluye una etapa de calentamiento para el calentamiento de la chapa fina de acero laminada en frío en un intervalo de temperatura igual a o superior a  $Ac_1$  °C e inferior a  $Ac_3$  °C y una etapa de enfriamiento para el enfriamiento posterior de la chapa fina de acero laminada en frío hasta 660 °C desde la temperatura de calentamiento más alta mediante el ajuste de una velocidad de enfriamiento a 10 °C/s o menos y una etapa de mantenimiento para el mantenimiento posterior de la chapa fina de acero laminada en frío en un intervalo de temperatura de "550 °C a 660 °C" durante 1 minuto a 10 minutos.

La chapa fina de acero para la estampación en caliente contiene una gran cantidad de componentes de C para garantizar la resistencia al templado después de la estampación en caliente y contiene Mn y B y, en tal componente de acero que tiene alta capacidad de endurecimiento y alta concentración de C, la microestructura de la chapa fina laminada en caliente, después de la etapa de laminación en caliente, tiende a volverse irregular de manera fácil. Sin embargo, según el método para la fabricación de la chapa fina de acero laminada en frío para la estampación en caliente según la realización, en la etapa de recocido continuo posterior a la última fase de la etapa de laminación en frío, la chapa fina de acero laminada en frío se calienta en un intervalo de temperatura "igual a o superior a  $Ac_1$  °C e inferior a  $Ac_3$  °C", después, se enfría desde la temperatura más alta hasta 660 °C a una velocidad de enfriamiento igual a o inferior a 10 °C/s y, después, se mantiene en un intervalo de temperatura de "550 °C a 660 °C" durante 1 minuto a 10 minutos y, por tanto, se puede obtener la microestructura que sea uniforme.

En la línea de recocido continuo, un proceso de galvanizado por inmersión en caliente, un proceso de recocido posterior al galvanizado, un proceso de chapado de aluminio fundido, un proceso de chapado de aluminio fundido aleado y un proceso de electrochapado también se pueden realizar. Los efectos de la presente invención no se pierden incluso cuando el proceso de chapado se realiza después de la etapa de recocido.

Como se muestra en la vista esquemática de la FIG. 2, la microestructura de la chapa fina de acero sometida a la etapa de laminación en frío es una ferrita no recristalizada. En el método para la fabricación de una chapa fina de acero para la estampación en caliente según la realización, en la etapa de recocido continuo, mediante el calentamiento a un intervalo de calentamiento "igual a o superior a  $Ac_1$  °C e inferior a  $Ac_3$  °C", que es un intervalo de temperatura superior al punto  $Ac_1$ , el calentamiento se realiza hasta que tenga una coexistencia de doble fase con la fase de austenita en la que la ferrita no recristalizada permanece ligeramente. Después de eso, en la etapa de enfriamiento a una velocidad de enfriamiento igual a o inferior a 10 °C/s, se produce el crecimiento de la ferrita transformada que se nuclea a partir de la ferrita no recristalizada que permanece ligeramente a la temperatura de calentamiento más alta. Después, en la etapa de mantenimiento para el mantenimiento de la chapa fina de acero a un

intervalo de temperatura de "550 °C a 660 °C" durante 1 minuto a 10 minutos, la espesura de C en la austenita no transformada se produce al mismo tiempo que la transformación de ferrita y la precipitación de cementita o la transformación de perlita se promueve mediante su mantenimiento en el mismo intervalo de temperatura.

5 La chapa fina de acero para la estampación en caliente contiene una gran cantidad de componentes de C para garantizar la dureza de templado después de la estampación en caliente y contiene Mn y B y B tiene el efecto de suprimir la generación de la nucleación de ferrita en el momento del enfriamiento de la fase individual de austenita, en general, y cuando se realiza el enfriamiento después del calentamiento al intervalo de fase individual de austenita igual a o superior a  $Ac_3$ , resulta difícil que se produzca la transformación de ferrita. Sin embargo, mediante el mantenimiento de la temperatura de calentamiento en la etapa de recocido continuo en un intervalo de temperatura "igual a o superior a  $Ac_1$  °C e inferior a  $Ac_3$  °C", que está inmediatamente por debajo de  $Ac_3$ , la ferrita permanece ligeramente en un estado donde la ferrita no recristalizada casi endurecida se transforma a la inversa en la austenita y, en la etapa de enfriamiento posterior a una velocidad de enfriamiento igual a o inferior a 10 °C/s y la etapa de mantenimiento para el mantenimiento a un intervalo de temperatura de "550 °C a 660 °C" durante 1 minuto a 10 minutos, se realiza el ablandamiento mediante el crecimiento de la ferrita mediante la nucleación de la ferrita restante. Además, si la temperatura de calentamiento en la etapa de recocido continuo es superior a  $Ac_3$  °C, puesto que principalmente se produce la fase individual de austenita y, después, la transformación de ferrita en el enfriamiento es insuficiente y se realiza el endurecimiento, la temperatura descrita anteriormente se ajusta como límite superior y, si la temperatura de calentamiento es inferior a  $Ac_1$ , puesto que la fracción de volumen de la ferrita no recristalizada se vuelve alta y se realiza el endurecimiento, la temperatura descrita anteriormente se ajusta como límite inferior.

20 Además, en la etapa de mantenimiento para el mantenimiento de la chapa fina de acero laminada en frío en un intervalo de temperatura de "550 °C a 660 °C" durante 1 minuto a 10 minutos, se puede promover la precipitación de cementita o la transformación de perlita en la austenita no transformada en la que C se espesa después de la transformación de ferrita. Por tanto, según el método para la fabricación de una chapa fina de acero según la realización, incluso en el caso del calentamiento de un material que tiene alta capacidad de endurecimiento a una temperatura justo por debajo del punto  $Ac_3$  mediante el recocido continuo, la mayoría de las partes de la microestructura de la chapa fina de acero se puede ajustar como ferrita y cementita. Según el estado de procedimiento de la transformación, la bainita, la martensita y la austenita restante existen ligeramente después del enfriamiento, en algunos casos.

30 Además, si la temperatura en la etapa de mantenimiento excede 660 °C, el procedimiento de la transformación de ferrita se retrasa y el recocido tarda mucho tiempo. Por otro lado, cuando la temperatura es inferior a 550 °C, se endurece la propia ferrita, que se genera mediante la transformación, resulta difícil que avance la precipitación de cementita o la transformación de perlita o se produzca la bainita o la martensita, que es el producto de transformación de temperatura más baja. Además, cuando el tiempo de mantenimiento excede 10 minutos, posteriormente la instalación de recocido continuo tiene mayor duración y resulta necesario un alto coste y, por otro lado, cuando el tiempo de mantenimiento es inferior a 1 minuto, la transformación de ferrita, la precipitación de cementita o la transformación de perlita resulta insuficiente, la estructura se conforma principalmente de bainita o martensita en la que la mayoría de las partes de la microestructura, después de la fase de enfriamiento, se endurecen y la chapa fina de acero se endurece.

40 Según el método de fabricación descrito anteriormente, mediante el bobinado de la bobina laminada en caliente sometida a la etapa de laminación en caliente en un intervalo de temperatura de "700 °C a 900 °C" (intervalo de ferrita o perlita) o mediante el bobinado en un intervalo de temperatura de "25 °C a 550 °C", que es un intervalo de temperatura de transformación de baja temperatura, resulta posible suprimir la irregularidad de la microestructura de la bobina laminada en caliente después del bobinado. Es decir, la proximidad de 600 °C a la que se bobina, en general, el acero normal es un intervalo de temperatura en el que se producen la transformación de ferrita y la transformación de perlita, sin embargo, cuando se bobina el tipo de acero que tiene alta capacidad de endurecimiento en el mismo intervalo de temperatura, después del ajuste de las condiciones de la laminación en caliente que se realiza normalmente, puesto que casi no se produce ninguna transformación en una sección de dispositivo de enfriamiento que se denomina mesa de enfriamiento (en lo sucesivo en la presente memoria, ROT) desde la laminación de acabado de la etapa de laminación en caliente hasta el bobinado, la transformación de fase de la austenita se produce después del bobinado. Por consiguiente, cuando se considera la dirección de ancho de la bobina, las velocidades de enfriamiento en la parte de borde expuesta al aire externo y la parte de centro protegida del aire externo son diferentes entre sí. Además, también en el caso de considerar la dirección longitudinal de la bobina, de la misma manera que se ha descrito anteriormente, los historiales de enfriamiento en un extremo de punta o un extremo posterior de la bobina que pueden estar en contacto con el aire externo y en una parte intermedia protegida del aire externo son diferentes entre sí. Por consiguiente, en el componente que tiene alta capacidad de endurecimiento, cuando se bobina en un intervalo de temperatura de la misma manera que en el caso del acero normal, la microestructura o la resistencia de la chapa fina laminada en caliente varía de manera significativa en una bobina debido a la diferencia del historial de enfriamiento. Cuando se realiza el recocido mediante la instalación de recocido continuo después de la laminación en frío usando la chapa fina laminada en caliente, en el intervalo de temperatura de recristalización de ferrita igual a o inferior a  $Ac_1$ , se genera una variación significativa en la resistencia, como se muestra en la FIG. 1 mediante la variación en la velocidad de recristalización de ferrita causada por la variación de la microestructura de la chapa fina laminada en caliente. Paralelamente, cuando se calienta al intervalo de temperatura igual a o superior a  $Ac_1$  y se enfría como está, no solo permanece una gran cantidad de ferrita no recristalizada, sino que la austenita, que se transforma a la inversa parcialmente, se transforma en la bainita o la martensita, que es una fase endurecida, y se vuelve un material

duro que tiene una variación significativa. Cuando se calienta a una temperatura igual a o superior a  $A_{c3}$  para retirar por completo la ferrita no recristalizada, se realiza un endurecimiento significativo después del enfriamiento con un efecto de los elementos para la mejora de la capacidad de endurecimiento, tales como Mn o B. Por consiguiente, resulta ventajoso realizar el bobinado al intervalo de temperatura descrito anteriormente para la uniformidad de la microestructura de la chapa fina laminada en caliente. Es decir, mediante la realización del bobinado en el intervalo de temperatura de "700 °C a 900 °C", puesto que el enfriamiento se realiza de manera suficiente desde el estado de temperatura alta después del bobinado, resulta posible conformar la bobina completa con la estructura de ferrita/perlita. Paralelamente, mediante el bobinado en el intervalo de temperatura de "25 °C a 550 °C", resulta posible conformar la bobina completa en la bainita o la martensita que es dura.

Las FIG. 3A a 3C muestran la variación en la resistencia de la chapa fina de acero para la estampación en caliente después del recocido continuo con diferentes temperaturas de bobinado para la bobina laminada en caliente. La FIG. 3A muestra un caso de realización de un recocido continuo mediante el ajuste de una temperatura de bobinado a 680 °C, la FIG. 3B muestra un caso de realización del recocido continuo mediante el ajuste de una temperatura de bobinado a 750 °C, es decir, en el intervalo de temperatura de "700 °C a 900 °C" (intervalo de transformación de ferrita y transformación de perlita), y la FIG. 3C muestra un caso de realización del recocido continuo mediante el ajuste de una temperatura de bobinado a 500 °C, es decir, en el intervalo de temperatura de "25 °C a 500 °C" (intervalo de transformación de bainita y transformación de martensita). En las FIG. 3A a 3C,  $\Delta TS$  indica la variación en la resistencia a la tracción de la chapa fina de acero (valor máximo de la resistencia a la tracción de la chapa fina de acero - valor mínimo de la misma). Como se muestra claramente en las FIG. 3A a 3C, mediante la realización del recocido continuo con condiciones adecuadas, resulta posible obtener una resistencia uniforme y suave de la chapa fina de acero después del recocido.

Mediante el uso de la chapa fina de acero que tiene una resistencia uniforme, incluso en el caso donde la etapa de estampación en caliente incluye una manera de calentamiento local que genera, de manera inevitable, la irregularidad de temperatura en la chapa fina de acero después del calentamiento, resulta posible estabilizar la resistencia de un componente después de la estampación en caliente. Por ejemplo, en la parte en la que no aumenta una temperatura mediante el calentamiento local y en la que la resistencia del material de la propia chapa fina de acero influye sobre la resistencia de producto, mediante la gestión uniforme de la resistencia del material de la propia chapa fina de acero, resulta posible mejorar la gestión de la precisión de la calidad de producto del producto conformado después de la estampación en caliente.

(Tercera realización)

En lo sucesivo en la presente memoria, se describirá un método para la fabricación de una chapa fina de acero para la estampación en caliente según una tercera realización de la presente invención.

El método para la fabricación de una chapa fina de acero para la estampación en caliente según la realización incluye al menos una etapa de laminación en caliente, una etapa de bobinado, una etapa de laminación en frío y una etapa de recocido continuo. En lo sucesivo en la presente memoria, se describirá con detalla cada etapa.

(Etapa de laminación en caliente)

En la etapa de laminación en caliente, se calienta (recalienta) una pieza de acero que tiene los componentes químicos descritos en la primera realización anterior hasta una temperatura igual a o superior a 1.100 °C y se realiza la laminación en caliente. La pieza de acero puede ser una plancha obtenida inmediatamente después de fabricarse mediante una instalación de colada continua o se puede fabricar usando un horno eléctrico. Mediante el calentamiento de la pieza de acero hasta una temperatura igual a o superior a 1.100 °C, los elementos de conformado del carburo y el carbono se pueden someter a una disolución por descomposición de manera suficiente en el material de acero. Además, mediante el calentamiento de la pieza de acero hasta una temperatura igual a o superior a 1.200 °C, se pueden disolver de manera suficiente los carbonitruros precipitados en la pieza de acero. Sin embargo, no resulta preferible calentar la pieza de acero hasta una temperatura superior a 1.280 °C, desde el punto de vista del coste de producción.

En la etapa de laminación en caliente de la realización, en la laminación en caliente de acabado configurada con una máquina con 5 o más cajas de laminación consecutivas, la laminación se realiza mediante (A) el ajuste de una temperatura de laminación en caliente de acabado  $F_i T$  en un tren de laminación final  $F_i$  en un intervalo de temperatura de  $(A_{c3} - 80) ^\circ C$  a  $(A_{c3} + 40) ^\circ C$ , mediante (B) el ajuste del tiempo desde el inicio de la laminación en un tren de laminación  $F_{i-3}$ , que es una máquina previa al tren de laminación final  $F_i$ , hasta el final de la laminación en el tren de laminación final  $F_i$  para que sea igual a o mayor que 2,5 segundos y mediante (C) el ajuste de una temperatura de laminación en caliente  $F_{i-3} T$  en el tren de laminación  $F_{i-3}$  para que sea igual a o inferior a  $(F_i T + 100) ^\circ C$  y, a continuación, se realiza el mantenimiento en un intervalo de temperatura de "600 °C a  $A_{r3} ^\circ C$ " durante 3 segundos a 40 segundos y se realiza el bobinado en la etapa de bobinado.

Mediante la realización de tal laminación en caliente, resulta posible realizar la estabilización y la transformación de la austenita en la ferrita, la perlita o la bainita, que es la fase de transformación de baja temperatura en la ROT (mesa de enfriamiento), que es un lecho de enfriamiento en la laminación en caliente, y resulta posible reducir la variación en la

resistencia del acero, estando acompañada la chapa fina de una desviación de la temperatura de enfriamiento generada después del bobinado. Con el fin de completar la transformación en la ROT, el refinado del tamaño de grano de la austenita y el mantenimiento a una temperatura igual a o inferior a  $Ar_3$  °C en la ROT durante un período de tiempo largo son condiciones importantes.

- 5 Cuando la  $F_{iT}$  es inferior a  $(Ac_3 - 80)$  °C, la posibilidad de la transformación de ferrita en la laminación en caliente se vuelve alta y la resistencia a la deformación de la laminación en caliente no se estabiliza. Por otro lado, cuando la  $F_{iT}$  es superior a  $(Ac_3 + 40)$  °C, el tamaño de grano de la austenita inmediatamente antes del enfriamiento después de la laminación en caliente de acabado se vuelve grueso y la transformación de ferrita se retrasa. Resulta preferible que  $F_{iT}$  se ajuste como intervalo de temperatura de " $(Ac_3 - 70)$  °C a  $(Ac_3 + 20)$  °C". Mediante el ajuste de las condiciones de calentamiento descritas anteriormente, resulta posible refinar el tamaño de grano de la austenita después de la laminación de acabado y resulta posible promover la transformación de ferrita en el enfriamiento en la ROT. Por consiguiente, puesto que la transformación avanza en la ROT, resulta posible reducir, en gran medida, la variación de la microestructura en las direcciones longitudinal y de ancho de la bobina causada por la variación del enfriamiento de bobina después del bobinado.
- 10
- 15 Por ejemplo, en el caso de una línea de laminación en caliente que incluye siete trenes de laminación final, el tiempo de tránsito desde un tren de laminación  $F_4$ , que corresponde a un tercer tren desde un tren de laminación  $F_7$ , que es una caja final, hasta el tren de laminación  $F_7$  se ajusta en 2,5 segundos o más. Cuando el tiempo de tránsito es inferior a 2,5 segundos, puesto que la austenita no se recristaliza entre las cajas, el B segregado al límite de grano de la austenita retrasa, de manera significativa, la transformación de ferrita y resulta difícil que avance la transformación de fase en la ROT. El tiempo de tránsito es preferiblemente igual a o mayor que 4 segundos. Este no está limitado en particular, sin embargo, cuando el tiempo de transición es igual a o mayor que 20 segundos, la temperatura de la chapa fina de acero entre las cajas disminuye, en gran medida, y resulta imposible realizar la laminación en caliente.
- 20

En la recristalización, de tal manera que la austenita se refine y B no exista en el límite de grano de la austenita, resulta necesario completar la laminación a una temperatura extremadamente baja igual a o superior a  $Ar_3$  y recristalizar la austenita al mismo intervalo de temperatura. Por consiguiente, la temperatura en el lado de salida de laminación del tren de laminación  $F_4$  se ajusta para que sea igual a o inferior a  $(F_{iT} + 100)$  °C. Esto se debe a que resulta necesario disminuir la temperatura de la temperatura de laminación del tren de laminación  $F_4$  para la obtención de un efecto de refinado del tamaño de grano de la austenita en la última fase de la laminación de acabado. El límite inferior de  $F_{i-3}T$  no se proporciona en particular, sin embargo, puesto que la temperatura en el lado de salida del tren de laminación final  $F_7$  es  $F_{iT}$ , este se ajusta como límite inferior de la misma.

25

30

Mediante el ajuste del tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de 600 °C a  $Ar_3$  °C para que sea un período de tiempo largo, se produce la transformación de ferrita. Puesto que la  $Ar_3$  es la temperatura de inicio de la transformación de ferrita, esta se ajusta como límite superior, y 600 °C, a la que se genera la ferrita ablandada, se ajusta como límite inferior. Un intervalo de temperatura preferible de la misma es de 600 °C a 700 °C, en la que, en general, avanza más rápidamente la transformación de ferrita.

35

(Etapa de bobinado)

Mediante el mantenimiento de la temperatura de bobinado en la etapa de bobinado después de la etapa de laminación en caliente de 600 °C a  $Ar_3$  °C durante 3 segundos o más en la etapa de enfriamiento, la chapa fina de acero laminada en caliente, en la que avanzó la transformación de ferrita, se bobina como está. Sustancialmente, aunque se modifica mediante la longitud de instalación de la ROT, la chapa fina de acero se bobina en el intervalo de temperatura de 500 °C a 650 °C. Mediante la realización de la laminación en caliente descrita anteriormente, la microestructura de la chapa fina laminada en caliente después del enfriamiento de la bobina tiene una estructura que incluye principalmente la ferrita y la perlita y resulta posible suprimir la irregularidad de la microestructura generada en la etapa de laminación en caliente.

40

45 (Etapa de laminación en frío)

En la etapa de laminación en frío, la chapa fina de acero laminada en caliente bobinada se lamina en frío después del decapado y se fabrica una chapa fina de acero laminada en frío.

(Etapa de recocido continuo)

En la etapa de recocido continuo, la chapa fina de acero laminada en frío se somete a un recocido continuo. La etapa de recocido continuo incluye una etapa de calentamiento para el calentamiento de la chapa fina de acero laminada en frío en un intervalo de temperatura igual a o superior a " $(Ac_1 - 40)$  °C e inferior a  $Ac_3$  °C" y una etapa de enfriamiento para el enfriamiento posterior de la chapa fina de acero laminada en frío hasta 660 °C desde la temperatura de calentamiento más alta mediante el ajuste de una velocidad de enfriamiento a 10 °C/s o menos y una etapa de mantenimiento para el mantenimiento posterior de la chapa fina de acero laminada en frío en un intervalo de temperatura de "450 °C a 660 °C" durante 20 segundos a 10 minutos.

50

55

Puesto que la chapa fina de acero se bobina en una bobina después de la transformación de la austenita en la ferrita o la perlita en la ROT, mediante la etapa de laminación en caliente de la tercera realización descrita anteriormente, se

5 reduce la variación en la resistencia de la chapa fina de acero acompañada de la desviación de la temperatura de enfriamiento generada después del bobinado. Por consiguiente, en la etapa de recocido continuo posterior a la última fase de la etapa de laminación en frío, mediante el calentamiento de la chapa fina de acero laminada en frío en el intervalo de temperatura "de igual a o superior a  $(Ac_1 - 40)$  °C a inferior a  $Ac_3$  °C", el posterior enfriamiento desde la temperatura más alta hasta 660 °C a una velocidad de enfriamiento igual a o inferior a 10 °C/s y el posterior mantenimiento en el intervalo de temperatura de "450 °C a 660 °C" durante 20 segundos a 10 minutos, resulta posible obtener la uniformidad de la microestructura de la misma manera que o de manera mejorada respecto al método para la fabricación de una chapa fina de acero descrito en la segunda realización.

10 En la línea de recocido continuo, un proceso de galvanizado por inmersión en caliente, un proceso de recocido posterior al galvanizado, un proceso de chapado de aluminio fundido, un proceso de chapado de aluminio fundido aleado y un proceso de electrochapado también se pueden realizar. Los efectos de la presente invención no se pierden incluso cuando el proceso de chapado se realiza después de la etapa de recocido.

15 Como se muestra en la vista esquemática de la FIG. 2, la microestructura de la chapa fina de acero sometida a la etapa de laminación en frío es una ferrita no recristalizada. En el método para la fabricación de una chapa fina de acero para la estampación en caliente según la tercera realización, además de la segunda realización en la que, en la etapa de recocido continuo, mediante el calentamiento a un intervalo de calentamiento "igual a o superior a  $(Ac_1 - 40)$  °C e inferior a  $Ac_3$  °C", el calentamiento se realiza hasta que tenga una coexistencia de doble fase con la fase de austenita en la que la ferrita no recristalizada permanece ligeramente, resulta posible disminuir la temperatura de calentamiento incluso para el procedimiento de la recuperación y la recristalización de la ferrita en la bobina, incluso con la temperatura de calentamiento de  $Ac_1$  °C a  $(Ac_1 - 40)$  °C, a la que no se produce la transformación a la inversa de la austenita. Además, mediante el uso de la chapa fina de acero laminada en caliente que muestra la estructura uniforme, después del calentamiento a una temperatura igual a o superior a  $Ac_1$  °C e inferior a  $Ac_3$  °C, resulta posible disminuir la temperatura y reducir el tiempo de mantenimiento después del enfriamiento a una velocidad de enfriamiento igual a o menor de 10 °C/s, en comparación con la segunda realización. Esto muestra que la transformación de ferrita avanza más rápido en la etapa de enfriamiento de la austenita mediante la obtención de la microestructura uniforme y resulta posible lograr, de manera suficiente, la uniformidad y el ablandamiento de la estructura, incluso con las condiciones de mantenimiento de la temperatura inferior y el tiempo corto. Es decir, en la etapa de mantenimiento para el mantenimiento de la chapa fina de acero en el intervalo de temperatura de "450 °C a 660 °C" durante 20 segundos a 10 minutos, la espesura de C en la austenita no transformada se produce al mismo tiempo que la transformación de ferrita y la precipitación de cementita o la transformación de perlita se produce rápidamente mediante su mantenimiento en el mismo intervalo de temperatura.

25 Desde estos puntos de vista, cuando la temperatura es menor de  $(Ac_1 - 40)$  °C, puesto que la recuperación y la recristalización de la ferrita es insuficiente, esta se ajusta como límite inferior y, paralelamente, cuando la temperatura es igual a o superior a  $Ac_3$  °C, puesto que la transformación de ferrita no se produce de manera suficiente y la resistencia después del recocido aumenta de manera significativa por el retardo de la generación de la nucleación de ferrita mediante el efecto de adición de B, esta se ajusta como límite superior. Además, en la etapa de enfriamiento posterior a una velocidad de enfriamiento igual a o menor de 10 °C/s y la etapa de mantenimiento del mantenimiento a un intervalo de temperatura de "450 °C a 660 °C" durante 20 segundos a 10 minutos, se realiza el ablandamiento mediante el crecimiento de la ferrita mediante la nucleación de la ferrita restante.

35 En la presente memoria, en la etapa de mantenimiento para el mantenimiento de la chapa fina de acero en un intervalo de temperatura de "450 °C a 660 °C" durante 20 segundos a 10 minutos, se puede promover la precipitación de cementita o la transformación de perlita en la austenita no transformada en la que C se espesa después de la transformación de ferrita. Por tanto, según el método para la fabricación de una chapa fina de acero según la realización, incluso en el caso del calentamiento de un material que tiene alta capacidad de endurecimiento a una temperatura justo por debajo del punto  $Ac_5$  mediante el recocido continuo, la mayoría de las partes de la microestructura de la chapa fina de acero se puede ajustar como ferrita y cementita. Según el estado de procedimiento de la transformación, la bainita, la martensita y la austenita restante existen ligeramente después del enfriamiento, en algunos casos.

40 Además, si la temperatura en la etapa de mantenimiento excede 660 °C, el procedimiento de la transformación de ferrita se retrasa y el recocido tarda mucho tiempo. Por otro lado, cuando la temperatura es inferior a 450 °C, la propia ferrita, que se genera mediante la transformación, se endurece, resulta difícil que avance la precipitación de cementita o la transformación de perlita o se produzca la bainita o la martensita, que es el producto de transformación de temperatura más baja. Además, cuando el tiempo de mantenimiento excede 10 minutos, posteriormente la instalación de recocido continuo tiene mayor duración y resulta necesario un alto coste y, por otro lado, cuando el tiempo de mantenimiento es inferior a 20 segundos, la transformación de ferrita, la precipitación de cementita o la transformación de perlita resulta insuficiente, la estructura se conforma principalmente de bainita o martensita en la que la mayoría de las partes de la microestructura, después de la fase de enfriamiento, se endurecen y la chapa fina de acero se endurece.

50 Las FIG. 3A a 3C muestran la variación en la resistencia de la chapa fina de acero para la estampación en caliente después del recocido continuo con diferentes temperaturas de bobinado para la bobina laminada en caliente. La FIG. 3A muestra un caso de realización de un recocido continuo mediante el ajuste de una temperatura de bobinado a

5 680 °C, la FIG. 3B muestra un caso de realización del recocido continuo mediante el ajuste de una temperatura de bobinado a 750 °C, es decir, en el intervalo de temperatura de "700 °C a 900 °C" (intervalo de transformación de ferrita y transformación de perlita), y la FIG. 3C muestra un caso de realización del recocido continuo mediante el ajuste de una temperatura de bobinado a 500 °C, es decir, en el intervalo de temperatura de "25 °C a 500 °C" (intervalo de transformación de bainita y transformación de martensita). En las FIG. 3A a 3C, ΔTS indica la variación de la chapa fina de acero (valor máximo de la resistencia a la tracción de la chapa fina de acero - valor mínimo de la misma). Como se muestra claramente en las FIG. 3A a 3C, mediante la realización del recocido continuo con condiciones adecuadas, resulta posible obtener una resistencia uniforme y suave de la chapa fina de acero después del recocido.

10 Mediante el uso de la chapa fina de acero que tiene la resistencia uniforme, incluso en el caso donde la etapa de estampación en caliente incluye una manera de calentamiento local que genera, de manera inevitable, la irregularidad de temperatura en la chapa fina de acero después del calentamiento, resulta posible estabilizar la resistencia de un componente después de la estampación en caliente. Por ejemplo, en la parte en la que no aumenta una temperatura mediante el calentamiento local (tal como una parte de mantenimiento de electrodo) y en la que la resistencia del material de la propia chapa fina de acero influye en la resistencia de producto, mediante la gestión uniforme de la  
 15 resistencia del material de la propia chapa fina de acero, resulta posible mejorar la gestión de la precisión de la calidad de producto del producto conformado después de la estampación en caliente.

En lo anterior en la presente memoria, la presente invención se ha descrito basándose en la primera realización, la segunda realización y la tercera realización, sin embargo, la presente invención no está limitada únicamente a las realizaciones descritas anteriormente y se pueden realizar diversas modificaciones dentro del alcance de las reivindicaciones. Por ejemplo, incluso en la etapa de laminación en caliente o la etapa de recocido continuo de la  
 20 segunda realización, resulta posible emplear las condiciones de la tercera realización.

Ejemplos

A continuación, se describirán los Ejemplos de la presente invención.

[Tabla 1]

Tipo de acero	C	Mn	Si	P	S	N	Al	Ti	B	Cr	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>	DI <sub>mm</sub>
	(% en masa)										(°C)	(°C)	-
A	0,22	1,35	0,15	0,009	0,004	0,003	0,010	0,020	0,0012	0,22	735	850	121,92
B	0,22	1,65	0,03	0,009	0,004	0,004	0,010	0,010	0,0013	0,02	725	840	88,9
C	0,22	1,95	0,03	0,008	0,003	0,003	0,010	0,012	0,0013	0,15	725	830	106,68
D	0,23	2,13	0,05	0,010	0,005	0,004	0,020	0,015	0,0015	0,10	720	825	132,08
E	0,28	1,85	0,10	0,008	0,004	0,003	0,015	0,080	0,0013	0,01	725	825	965,2
F	0,24	1,63	0,85	0,009	0,004	0,003	0,032	0,020	0,0014	0,01	740	860	137,16
G	0,21	2,62	0,12	0,008	0,003	0,003	0,022	0,015	0,0012	0,10	725	820	203,2
H	0,16	1,54	0,30	0,008	0,003	0,003	0,020	0,012	0,0010	0,03	735	850	86,36
I	0,40	1,64	0,20	0,009	0,004	0,004	0,010	0,020	0,0012	0,01	730	810	104,14
J	0,21	0,82	0,13	0,007	0,003	0,003	0,021	0,020	0,0011	0,01	735	865	45,72
K	0,28	3,82	0,13	0,008	0,003	0,004	0,020	0,010	0,0012	0,13	710	770	180,34
L	0,26	1,85	1,32	0,008	0,004	0,003	0,020	0,012	0,0015	0,01	755	880	233,68
M	0,29	1,50	0,30	0,008	0,003	0,004	1,300	0,020	0,0018	0,01	735	1055	116,84
N	0,24	1,30	0,03	0,008	0,004	0,003	0,020	0,310	0,0012	0,20	730	850	104,14
O	0,22	1,80	0,04	0,009	0,005	0,003	0,010	0,020	0,0001	0,10	725	830	55,88
P	0,23	1,60	0,03	0,009	0,005	0,003	0,012	0,003	0,0010	0,01	725	840	33,02
Q	0,21	1,76	0,13	0,009	0,004	0,003	0,021	0,020	0,0013	0,20	730	835	190,5
R	0,28	1,65	0,05	0,008	0,003	0,004	0,025	0,015	0,0025	0,21	725	825	200,66
S	0,23	2,06	0,01	0,008	0,003	0,003	0,015	0,015	0,0022	0,42	715	815	213,36
T	0,22	1,60	0,15	0,008	0,004	0,003	0,022	0,015	0,0021	2,35	710	810	408,94

25



ES 2 729 056 T3

[Tabla 2]

Tipo de acero	Mo	Nb	V	Ni	Cu	Sn	Ca	Mg	REM
	(% en masa)								
A	0,05					0,003			
B									
C									
D		0,04	0,01		0,008		0,003		
E									
F		0,06		0,04	0,02				0,003
G	0,2		0,005					0,003	
H								0,002	
I									
J									
K	0,05								
L									0,002
M									
N	0,15								
O	0,1						0,005		
P									
Q	0,11								
R	0,15	0,08				0,002		0,003	
S									
T									

[Tabla 3]

Tipo de acero	N.º de condición	Condiciones de laminación en caliente a bobinado				Condiciones de recocido continuo					
		F <sub>4</sub> T	F <sub>7</sub> T	(Ac <sub>3</sub> -80)	(Ac <sub>3</sub> +40)	Tiempo desde la fase 4 hasta la fase 7	Tiempo de mantenimiento de 600 °C a A <sub>r3</sub>	CT	Temperatura de calentamiento más alta	Velocidad de enfriamiento	Temperatura de mantenimiento
		[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[s]	[s]	[°C]	[°C/s]	[°C]	[s]
A	1	955	905	770	890	2,7	2,1	680	3,5	585	320
	2	945	900	770	890	2,9	1,3	500	4,2	580	330
	3	945	900	770	890	2,2	0,3	800	4,1	585	320
	4	940	900	770	890	2,8	2,5	680	4,3	570	330
	5	945	905	770	890	2,9	3,1	675	4,5	580	300
	6	955	910	770	890	2,5	3,2	685	13,5	560	290
	7	950	905	770	890	2,6	2,9	680	5,2	530	300
	8	945	905	770	890	2,2	4,6	685	4,6	575	45
	9	880	820	770	890	4,6	8,2	580	4,2	560	310
	10	875	810	770	890	4,5	7,9	610	4,3	470	35
B	1	960	890	760	880	2,2	4,0	650	3,5	580	290
	2	950	895	760	880	2,8	1,0	500	5	560	300
	3	945	895	760	880	2,6	3,0	670	4,5	560	320
	4	945	900	760	880	2,9	3,0	670	5	500	310
	5	890	830	760	880	4,8	7,2	600	3,9	570	50
	6	900	845	760	880	5,1	7,6	590	4,5	460	45
C	1	970	905	750	870	2,2	4,0	650	5,6	570	300
	2	960	910	750	870	2,8	4,0	680	5,5	570	290
	3	965	915	750	870	2,3	4,0	680	5,2	510	280
	4	960	910	750	870	3,0	3,0	680	4,3	560	300
	5	880	800	750	870	5,2	7,5	610	4,5	475	28
	6	895	820	750	870	4,5	6,5	590	3,1	560	32
	7	980	930	750	870	2,5	2,6	720	2,5	480	35
	8	980	820	750	870	6,2	7,0	590	3,6	570	25
	9	890	810	750	870	4,4	6,3	600	2,3	595	30
	10	900	830	750	870	4,5	6,5	580	3,5	470	5

Tabla 4

Tipo de acero	N.º de condición	Condiciones de laminación en caliente a bobinado					Condiciones de recocido continuo					
		F <sub>4T</sub> [°C]	F <sub>7T</sub> [°C]	(Ac <sub>3</sub> -80) [°C]	(Ac <sub>3</sub> +40) [°C]	Tiempo desde la fase 4 hasta la fase 7 [s]	Tiempo de mantenimiento de 600 °C a A <sub>T3</sub> [s]	CT de [°C]	Temperatura de calentamiento alta [°C]	Temperatura de más enfriamiento [°C/s]	Temperatura de mantenimiento [°C]	Tiempo de mantenimiento [s]
D	1	950	910	745	865	3,2	4,0	680	700	2,1	500	324
	2	960	910	745	865	2,1	4,0	680	810	4,3	580	320
	3	965	920	745	865	2,0	4,0	680	775	1,6	580	405
	4	960	915	745	865	3,3	3,0	680	775	2,9	540	270
	5	965	910	745	865	2,3	4,0	680	800	2,2	540	405
	6	975	930	745	865	2,9	4,0	680	800	4,3	500	270
	7	960	910	745	865	2,1	1,0	500	700	2,1	680	324
	8	950	920	745	865	2,1	2,0	500	775	1,6	580	405
	9	950	910	745	865	2,2	0,0	750	700	2,1	550	324
	10	955	915	745	865	2,3	0,0	750	775	1,6	580	405
E	1	950	900	745	865	2,5	3,0	680	800	2,3	575	325
	2	960	890	745	865	2,5	1,0	500	805	2,5	580	320
	3	965	895	745	865	2,9	1,0	750	795	2,8	580	328
	4	955	890	745	865	3,1	3,0	680	840	2,5	580	315
	5	955	890	745	865	2,2	3,0	680	800	13,5	580	300
	6	945	895	745	865	2,2	1,0	680	800	4,2	520	350
	7	950	895	745	865	2,3	1,0	680	795	3,5	575	45
	8	900	830	745	865	5,3	7,2	595	785	4,2	610	55
	9	910	810	745	865	6,4	8,1	600	700	3,9	460	22
	1	960	910	780	900	2,2	2,2	675	840	4,6	560	325
F	2	950	900	780	900	2,1	2,3	675	830	4,3	585	520
	3	950	920	780	900	2,1	3,0	450	835	3,5	580	320
	4	960	900	780	900	1,8	1,0	775	825	3,5	575	350
	5	950	905	780	900	1,9	1,5	685	730	3,6	580	305
	1	960	905	740	860	2,2	2,5	680	800	3,8	555	320
G	2	970	910	740	860	2,5	2,6	680	805	4,2	585	545
	3	950	910	740	860	2,6	2,4	400	800	4,1	575	320
	4	950	915	740	860	2,3	2,2	800	790	3,5	580	315
	5	955	920	740	860	2,5	2,3	680	710	3,5	580	295

[Tabla 5]

Tipo de acero	N.º de condición	Condiciones de laminación en caliente a bobinado (Ac3+40)					Condiciones de recocido continuo					
		F4T		F7T (Ac3-80)		CT	Temperatura de calentamiento alta		Velocidad de enfriamiento		Temperatura de mantenimiento	Tiempo de mantenimiento
		[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C/s]	[°C]	[s]	
H	1	960	915	770	890	2,4	2,1	685	830	4,2	580	305
	2	955	920	770	890	2,5	2,5	680	760	4,1	550	310
I	1	950	905	730	850	2,6	2,1	675	800	3,2	580	290
	2	955	900	730	850	2,7	2,5	670	790	2,8	540	285
J	1	945	905	785	905	2,8	2,1	680	840	3,5	580	300
	2	950	910	785	905	2,6	2,1	685	750	3,8	530	310
K	1	-	-	690	810	2,9	-	-	-	-	-	-
L	1	960	920	800	920	2,3	2,5	680	850	5,2	560	300
	1	960	910	975	1095	2,5	4,0	680	860	4,5	580	305
N	1	-	-	770	890	-	-	-	-	-	-	-
O	1	960	910	750	870	2,9	2,1	670	810	3,5	580	305
	2	965	905	750	870	2,5	2,1	680	750	4,2	520	310
P	1	970	930	760	880	2,9	2,3	680	820	4,5	580	300
	1	960	910	755	875	2,1	2,5	680	810	5	575	310
R	1	940	905	745	865	2,2	2,1	610	785	4,2	575	305
S	1	945	910	735	855	2,4	2,2	605	795	3,2	585	295
T	1	-	-	730	850	-	-	-	-	-	-	-

ES 2 729 056 T3

[Tabla 6]

Tipo de acero	Nº. de condición	Material		Microestructura			Cr <sub>0</sub> /Cr <sub>M</sub>	Mn <sub>0</sub> /Mn <sub>M</sub>
		ΔTS	TS Promedio	Fracción de ferrita	Fracción de ferrita no cristalizada	Fracción de perlita no segmentada		
		[MPa]	[MPa]	[%vol.]	[%vol.]	[%vol.]		
A	1	60	620	65	10	25	1,3	8,2
	2	40	590	75	5	20	1,5	8,1
	3	35	580	65	5	30	1,4	7,5
	4	150	750	45	55	0	3,2	14,3
	5	55	760	20	0	0	1,5	7,5
	6	60	720	35	5	0	1,2	8,7
	7	90	710	45	5	5	1,3	7,3
	8	55	720	40	10	5	1,5	7,8
	9	30	580	75	5	20	1,3	7,9
	10	55	640	85	5	10	1,5	7,5
B	1	60	600	70	5	15	1,4	8,9
	2	30	590	65	10	15	1,2	8,4
	3	85	700	35	0	0	1,5	8,8
	4	95	690	45	10	5	1,3	8,2
	5	35	585	70	10	15	1,5	8,2
	6	45	635	80	5	10	1,6	8,5
C	1	60	610	65	10	15	1,2	7,8
	2	65	605	70	15	15	1,4	8,2
	3	105	705	45	10	5	1,4	8,8
	4	150	685	40	60	0	3,3	12,8
	5	40	645	80	10	10	2,2	9,4
	6	35	620	70	5	25	1,2	8,1
	7	95	730	40	60	0	3,5	11,9
	8	115	725	35	10	10	1,4	8,2
	9	85	820	5	95	0	2,2	9,6
	10	45	735	60	15	5	1,2	7,5

ES 2 729 056 T3

[Tabla 7]

Tipo de acero	Nº. de condición	Material		Microestructura			Cr <sub>0</sub> /Cr <sub>M</sub>	Mn <sub>0</sub> /Mn <sub>M</sub>
		ΔTS	TS Promedio	Fracción de ferrita	Fracción de ferrita no cristalizada	Fracción de perlita no segmentada		
		[MPa]	[MPa]	[%vol.]	[%vol.]	[%vol.]		
D	1	166	690	40	55	5	3,5	13,2
	2	62	610	70	10	20	1,2	7,6
	3	70	620	65	20	15	1,5	8,1
	4	73	690	45	15	5	1,2	7,9
	5	58	680	40	10	5	1,4	8,2
	6	120	720	40	10	0	1,1	7,4
	7	100	700	40	60	0	3,2	12,2
	8	28	630	65	15	15	1,5	9,4
	9	115	700	40	60	0	2,9	11,5
	10	46	620	65	10	10	1,2	8,5
E	1	80	685	75	10	15	1,5	8,6
	2	60	680	70	20	10	1,2	7,8
	3	55	675	65	25	10	1,1	8,2
	4	80	810	40	0	0	1,5	9,1
	5	80	760	30	20	0	1,3	8,8
	6	90	840	45	20	5	1,4	8,5
	7	80	950	45	15	5	1,2	7,5
	8	40	630	65	10	15	1,3	8,8
	9	35	610	70	30	0	2,2	9,6
F	1	70	640	65	10	15	1,5	7,6
	2	50	610	60	10	20	1,2	7,8
	3	45	600	70	5	15	1,3	8,2
	4	40	605	75	10	15	1,5	7,5
	5	135	680	45	55	0	2,5	13,5
G	1	70	635	60	30	10	1,3	9,2
	2	55	605	65	20	15	1,4	8,9
	3	40	620	65	20	15	1,4	8,5
	4	40	610	60	20	20	1,6	8,8
	5	165	695	40	60	0	2,2	13,2

ES 2 729 056 T3

[Tabla 8]

Tipo de acero	Nº. de condición	Material		Microestructura			Cr <sub>0</sub> /Cr <sub>M</sub>	Mn <sub>0</sub> /Mn <sub>M</sub>
		ΔTS	TS Promedio	Fracción de ferrita	Fracción de ferrita no cristalizada	Fracción de perlita no segmentada		
		[MPa]	[MPa]	[%vol.]	[%vol.]	[%vol.]		
H	1	70	620	80	10	10	1,8	9,3
	2	105	680	80	20	0	2,5	13,3
I	1	130	830	65	15	20	1,2	7,5
	2	150	850	45	10	15	1,5	8,2
J	1	50	580	75	15	10	1,3	8,5
	2	60	585	45	40	15	1,6	11,9
K	1	-	-	-	-	-	-	-
L	1	70	650	65	25	10	1,6	9,2
M	1	140	760	70	10	20	1,7	8,5
N	1	-	-	-	-	-	-	-
O	1	30	610	70	20	10	1,5	6,8
	2	55	600	75	10	15	1,6	7,5
P	1	30	600	75	15	10	1,3	8,5
Q	1	30	595	65	20	15	1,3	8,9
R	1	65	705	60	10	30	1,8	9,2
S	1	35	605	75	10	15	1,5	9,3
T	1	-	-	-	-	-	-	-

Tabla 9]

Tipo de acero	N.º de condición	Tipo de chapado	Recubrimiento de conversión química	Comentario
A	1	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
	2	Recocido posterior al galvanizado	Bueno	
	3	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
	4	-	Bueno	Ferrita no recristalizada restante
	5	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	6	-	Bueno	Transformación de ferrita insuficiente
	7	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	8	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	9	-	Bueno	
	10	-	Bueno	
B	1	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
	2	Chapado de aluminio fundido	Bueno	
	3	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	4	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	5	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
	6	-	Bueno	
C	1	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
	2	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
	3	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	4	-	Bueno	Ferrita no recristalizada restante
	5	Recocido posterior al galvanizado	Bueno	
	6	-	Bueno	
	7	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	8	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	9	-	Bueno	Recristalización de ferrita insuficiente
	10	-	Bueno	Precipitación de cementita insuficiente



[Tabla 10]

Tipo de acero	N.º de condición	Tipo de chapado	Recubrimiento de conversión química	Comentario de
D	1	-	Bueno	Ferrita no recristalizada restante
	2	-	Bueno	
	3	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
	4	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	5	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	6	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	7	-	Bueno	Transformación de ferrita insuficiente
	8	Electrochapado	Bueno	
	9	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	10	-	Bueno	
E	1	-	Bueno	
	2	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
	3	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
	4	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	5	-	Bueno	Transformación de ferrita insuficiente
	6	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	7	-	Bueno	Transformación de ferrita y precipitación de cementita insuficiente
	8	-	Bueno	
	9	-	Bueno	
	F	1	Chapado de aluminio fundido aleado	Bueno
2		-	Bueno	
3		Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
4		Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
5		-	Bueno	Ferrita no recristalizada restante
G	1	-	Bueno	
	2	Electrochapado	Bueno	
	3	-	Bueno	
	4	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
	5	-	Bueno	Ferrita no recristalizada restante

[Tabla 11]

Tipo de acero	N.º de condición	Tipo de chapado	Recubrimiento de conversión química	Comentario
H	1	-	Bueno	La resistencia después de la estampación en caliente es inferior a 1.180 MPa
	2	-	Bueno	
I	1	-	Bueno	Se generan grietas sobre la parte de extremo al mismo tiempo del conformado por estampación en caliente
	2	-	Bueno	
J	1	-	Bueno	$\Delta H_v$ se encuentra en el intervalo incluso con el método de la técnica relacionada para la capacidad de endurecimiento baja
	2	-	Bueno	
K	1	-	-	Resulta difícil la laminación en caliente
L	1	-	Deficiente	Recubrimiento de conversión química deficiente
M	1	-	Deficiente	Recubrimiento de conversión química deficiente
N	1	-	-	Resulta difícil la laminación en caliente
O	1	-	Bueno	$\Delta H_v$ se encuentra en el intervalo incluso con el método de la técnica relacionada para la capacidad de endurecimiento baja
	2	-	Bueno	
P	1	-	Bueno	$\Delta H_v$ se encuentra en el intervalo incluso con el método de la técnica relacionada para la capacidad de endurecimiento baja
	1	Galvanizado por inmersión en caliente	Bueno	
R	1	-	Bueno	
S	1	-	Bueno	
T	1	-	-	Resulta difícil la laminación en caliente

Se preparó un acero que tenía los componentes de materiales de acero mostrados en la Tabla 1 y la Tabla 2 y se calentó hasta 1.200 °C, se laminó y se bobinó a una temperatura de bobinado CT mostrada en las Tablas 3 a 5, fabricándose una tira de acero que tenía un espesor de 3,2 mm. La laminación se realizó usando una línea de laminación en caliente que incluía siete trenes de laminación de acabado. Las Tablas 3 a 5 muestran el "tipo de acero", el "n.º de condición", las "condiciones de laminación en caliente a bobinado" y la "condición de recocido continuo". Se midieron, de manera experimental,  $Ac_1$  y  $Ac_3$  usando una chapa fina de acero que tenía un espesor de 1,6 mm, que se obtuvo mediante la laminación con una velocidad de laminación en frío del 50 %. Para la medición de  $Ac_1$  y  $Ac_3$ , se realizó una medición de una curva de expansión y de contracción mediante formaster y se describen los valores medidos a una velocidad de calentamiento de 5 °C en la Tabla 1. El recocido continuo se realizó para la tira de acero a una velocidad de calentamiento de 5 °C/s con las condiciones mostradas en las Tablas 3 a 5 y, a continuación, como se muestra en las Tablas 6 a 8, se adquieren la "variación de resistencia ( $\Delta TS$ )" y el "valor promedio de resistencia ( $TS_{Promedio}$ )" basándose en la resistencia a la tracción medida de 10 partes de la tira de acero recocida continuamente. La fracción de la microestructura mostrada en las Tablas 6 a 8 se obtuvo mediante la observación de la pieza de ensayo cortada y pulida con el microscopio óptico y la medición de la relación usando un método de recuento de puntos.

Las Tablas 9 a 11 muestran los tipos de chapado realizados después del recocido continuo. Los valores de umbral de " $\Delta TS$ " y " $TS_{Promedio}$ " están afectados, de manera significativa, por la cantidad de C del material de acero, la presente invención emplea los siguientes criterios para los valores de umbral.

Si la cantidad de C es del 0,18 % al 0,25 %,  $\Delta TS \leq 80$  MPa y  $TS_{Promedio} \leq 650$  MPa.

Si la cantidad de C es del 0,25 % al 0,3 %,  $\Delta TS \leq 100$  MPa y  $TS_{Promedio} \leq 720$  MPa.

Si la cantidad de C es del 0,3 % al 0,35 %,  $\Delta TS \leq 120$  MPa y  $TS_{Promedio} \leq 780$  MPa.

En el ensayo de tracción, las muestras de chapa fina de acero se extraen de partes dentro de 20 m desde la localización inicial y la localización final de la tira de acero y se adquiere la resistencia a la tracción mediante la realización de ensayos de tracción en la dirección de laminación para obtener valores de la resistencia a la tracción en las respectivas 5 partes en la dirección de ancho como partes de medición.

En cuanto a la capacidad de endurecimiento, si los componentes químicos se encuentran fuera del intervalo de la presente invención, la capacidad de endurecimiento es baja. Por lo tanto, no se produce la variación de la resistencia o el aumento de la resistencia en la fabricación de la chapa fina de acero como se ha descrito anteriormente y, por tanto, se consideran fuera de la invención, puesto que la resistencia baja y la variación baja se pueden obtener de manera estable, aunque no se emplee la presente invención. Más específicamente, una chapa fina de acero fabricada mediante el empleo de una condición que se encuentra fuera del intervalo de la presente invención, pero que satisface los valores de umbral mencionados anteriormente de  $\Delta TS$  y  $TS_{Ave}$ , se considera fuera de la presente invención.

Después, la chapa fina de acero fabricada se cortó y la chapa fina de acero cortada y un troquel se dispusieron como se ilustra en la FIG. 5, de tal manera que una parte de extremo no se calentara, y, después del calentamiento local de la parte de centro de la chapa fina de acero, se realizó la estampación en caliente para que tuviera una forma como se ilustra en la FIG. 4. En la estampación en caliente, la relación de temperatura en aumento de la parte de centro se ajustó para que fuera 50 °C/s y la chapa fina de acero se calentó hasta la temperatura de calentamiento máxima de 870 °C. La parte de extremo era una parte no calentada. El troquel usado en el prensado fue un troquel con forma de sombrero y R con un tipo de punzón y troquel se estableció como 5R. Además, la altura de la pared vertical del sombrero fue de 50 mm y la presión de mantenimiento en la pieza en bruto se ajustó en 10 toneladas.

Además, puesto que resulta una condición precedente el uso de un material para la estampación en caliente en la presente invención, un caso donde la resistencia máxima se vuelve inferior a 1.180 MPa, cuando la estampación en caliente se realiza desde la temperatura a la que aparece una fase individual de austenita, se considera fuera de la invención.

En cuanto al recubrimiento de conversión química, se observó un estado de cristal de fosfato con cinco campos visuales usando un microscopio electrónico de barrido con un aumento de 10.000, mediante el uso de un líquido bonderizado de tipo inmersión que se usa normalmente, y se determinó como apto si no había espacio libre en un estado de cristal (Apto: Bueno, Fallo: Deficiente).

Los Ejemplos de ensayo A-1, A-2, A-3, A-9, A-10, B-1, B-2, B-5, B-6, C-1, C-2, C-5, C-6, D-2, D-3, D-8, D-10, E-1, E-2, E-3, E-8, E-9, F-1, F-2, F-3, F-4, G-1, G-2, G-3, G-4, Q-1, R-1 y S-1 se determinaron como buenos, puesto que estos se encontraban en el intervalo de las condiciones.

En los Ejemplos de ensayo A-4, C-4, D-1, D-9, F-5 y G-5, puesto que la temperatura de calentamiento más alta en el recocido continuo fue inferior al intervalo de la presente invención, permaneció la ferrita no recristalizada y el valor de  $\Delta Ts$  se volvió alto y, asimismo, el valor de  $TS_{Promedio}$  se volvió alto.

En los Ejemplos de ensayo A-5, B-3 y E-4, puesto que la temperatura de calentamiento más alta en el recocido continuo fue superior al intervalo de la presente invención, se obtuvo la estructura de fase individual de austenita a la

temperatura de calentamiento más alta y no avanzó la transformación de ferrita y la precipitación de cementita en el posterior enfriamiento y el mantenimiento, la fracción de fase dura después del recocido se volvió alta y el valor de TS\_Promedio se volvió alto.

5 En los Ejemplos de ensayo A-6 y E-5, puesto que la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de calentamiento más alta en el recocido continuo fue superior al intervalo de la presente invención, no se produjo de manera suficiente la transformación de ferrita y se volvió alto el valor de TS\_Promedio.

En los Ejemplos de ensayo A-7, D-4, D-5, D-6 y E-6, puesto que la temperatura de mantenimiento en el recocido continuo fue inferior al intervalo de la presente invención, resultaron insuficientes la transformación de ferrita y la precipitación de cementita y se volvió alto el valor de TS\_Promedio.

10 En el Ejemplo de ensayo D-7, puesto que la temperatura de mantenimiento en el recocido continuo fue superior al intervalo de la presente invención, no avanzó de manera suficiente la transformación de ferrita y se volvió alto el valor de TS\_Promedio.

15 En los Ejemplos de ensayo A-8 y E-7, puesto que el tiempo de mantenimiento en el recocido continuo fue más corto que el intervalo de la presente invención, resultaron insuficientes la transformación de ferrita y la precipitación de cementita y se volvió alto el valor de TS\_Promedio.

Cuando se comparó los Ejemplos de ensayo B-1, C-2 y D-2 y los Ejemplos de ensayo B-4, C-3 y D-6, que tienen condiciones de fabricación similares en el tipo de acero que tiene casi la misma concentración de C del material de acero y que tiene diferentes valores de  $D_{mm}$  de 88,9, 106,68 y 132,08, se halló que, cuando el valor de  $D_{mm}$  era grande, fue significativa la mejora de  $\Delta T_s$  y TS\_Promedio.

20 Puesto que un tipo de acero H tenía una pequeña cantidad de C del 0,16 %, la resistencia endurecida después de la estampación en caliente se convirtió en 1.160 MPa y no era adecuada para un material para la estampación en caliente.

25 Puesto que un tipo de acero I tenía una gran cantidad de C del 0,40 %, la resistencia después del recocido fue alta y, por tanto, la capacidad de conformado de la parte no calentada en el momento de la estampación en caliente fue insuficiente.

Un tipo de acero J tenía una pequeña cantidad de Mn del 0,82 % y la capacidad de endurecimiento fue baja.

Puesto que los tipos de acero K, N y T, respectivamente, tenían una gran cantidad de Mn del 3,82 %, una cantidad de Ti del 0,31 % y una cantidad de Cr del 2,35 %, resultó difícil realizar la laminación en caliente.

30 Puesto que los tipos de acero L y M, respectivamente, tenían una gran cantidad de Si del 1,32 % y una cantidad de Al del 1,300 %, el recubrimiento de conversión química después de la estampación en caliente se deterioró.

Puesto que un tipo de acero O tenía una pequeña cantidad añadida de B y un tipo de acero P tenía una desintoxicación insuficiente de N debido a la adición de Ti, la capacidad de endurecimiento fue baja.

Además, como se encuentra en las Tablas 3 a 11, aunque se realizó el tratamiento en superficie debido al chapado o similar, no se alteraron los efectos de la presente invención.

### 35 **Aplicabilidad industrial**

Según la presente invención, resulta posible proporcionar una chapa fina de acero para la estampación en caliente que tenga una propiedad de resistencia suave y uniforme antes del calentamiento en un proceso de estampación en caliente y un método para la fabricación de la misma.

**REIVINDICACIONES**

1. Una chapa fina de acero con componentes químicos que consiste en, en % en masa, del 0,18 % al 0,35 % de C, del 1,0 % al 3,0 % de Mn, del 0,01 % al 1,0 % de Si, del 0,001 % al 0,02 % de P, del 0,0005 % al 0,01 % de S, del 0,001 % al 0,01 % de N, del 0,01 % al 1,0 % de Al, del 0,005 % al 0,2 % de Ti, del 0,0002 % al 0,005 % de B y del 0,002 % al 2,0 % de Cr y, opcionalmente, uno o más del 0,002 % al 2,0 % de Mo, del 0,002 % al 2,0 % de Nb, del 0,002 % al 2,0 % de V, del 0,002 % al 2,0 % de Ni, del 0,002 % al 2,0 % de Cu, del 0,002 % al 2,0 % de Sn, del 0,0005 % al 0,0050 % de Ca, del 0,0005 % al 0,0050 % de Mg y del 0,0005 % al 0,0050 % de REM y un resto de Fe e impurezas inevitables, en donde:
- 5 en % en volumen, una fracción de una ferrita es igual al o mayor que 50 % y una fracción de una ferrita no recristalizada es igual al o menor del 30 %; y
- 10 un valor de una relación  $Cr_{\theta}/Cr_M$  es igual a o menor de 2, donde  $Cr_{\theta}$  es una concentración de Cr disuelto como una solución sólida en un carburo de hierro y  $Cr_M$  es una concentración de Cr disuelto como una solución sólida en un material de base, o
- 15 un valor de una relación  $Mn_{\theta}/Mn_M$  es igual a o menor de 10, donde  $Mn_{\theta}$  es una concentración de Mn disuelto como una solución sólida en un carburo de hierro y  $Mn_M$  es una concentración de Mn disuelto como una solución sólida en un material de base.
- 20 2. La chapa fina de acero según la reivindicación 1, en donde un valor de  $DI_{mm}$ , que es un índice de una capacidad de endurecimiento, es igual o mayor que 76,2.
3. La chapa fina de acero según la reivindicación 1, en donde una fracción de una perlita no segmentada es igual al o mayor que 10 %.
4. Un método para la fabricación de una chapa fina de acero para la estampación en caliente, comprendiendo el método:
- 25 laminar en caliente una plancha que contenía componentes químicos según la reivindicación 1, a fin de obtener una chapa fina de acero laminada en caliente;
- bobinar la chapa fina de acero laminada en caliente que se somete a laminación en caliente;
- 30 laminar en frío la chapa fina de acero laminada en caliente bobinada a fin de obtener una chapa fina de acero laminada en frío; y
- recocer de manera continua la chapa fina de acero laminada en frío que se somete a laminación en frío,
- 35 en donde el recocido continuo incluye:
- calentar la chapa fina de acero laminada en frío hasta un intervalo de temperatura igual a o superior a  $Ac_1$  °C e inferior a  $Ac_3$  °C;
- 40 enfriar la chapa fina de acero laminada en frío calentada desde la temperatura de calentamiento más alta hasta 660 °C a una velocidad de enfriamiento igual a o menor de 10 °C/s; y
- mantener la chapa fina de acero laminada en frío enfriada en un intervalo de temperatura de 550 °C a 660 °C durante 1 minuto a 10 minutos.
5. El método para la fabricación de un cuerpo estampado en caliente según la reivindicación 4, comprendiendo el método, además, realizar uno cualquiera de un proceso de galvanizado por inmersión en caliente, un proceso de recocido posterior al galvanizado, un proceso de chapado de aluminio fundido, un proceso de chapado de aluminio fundido aleado y un proceso de electrochapado, después del recocido continuo.
6. Un método para la fabricación de una chapa fina de acero para la estampación en caliente, comprendiendo el método:
- 50 laminar en caliente una plancha que contenía componentes químicos según la reivindicación 1, a fin de obtener una chapa fina de acero laminada en caliente;
- bobinar la chapa fina de acero laminada en caliente que se somete a laminación en caliente; laminar en frío la chapa fina de acero laminada en caliente bobinada a fin de obtener una chapa fina de acero laminada en frío; y
- 55 recocer de manera continua la chapa fina de acero laminada en frío que se somete a laminación en frío a fin de obtener una chapa fina de acero para la estampación en caliente,

- 5 en donde, en la laminación en caliente, en la laminación en caliente de acabado configurada con una máquina con 5 o más cajas de laminación consecutivas, la laminación se realiza mediante el ajuste de una temperatura de laminación en caliente de acabado  $F_i T$  en un tren de laminación final  $F_i$  en un intervalo de temperatura de  $(Ac_3 - 80) ^\circ C$  a  $(Ac_3 + 40) ^\circ C$ , mediante el ajuste del tiempo desde el inicio de la laminación en un tren de laminación  $F_{i-3}$ , que es una máquina previa al tren de laminación final  $F_i$ , hasta el final de la laminación en el tren de laminación final  $F_i$  para que sea igual a o mayor que 2,5 segundos y mediante el ajuste de una temperatura de laminación en caliente  $F_{i-3} T$  en el tren de laminación  $F_{i-3}$  para que sea igual a o inferior a  $F_i T + 100 ^\circ C$  y, después del mantenimiento en un intervalo de temperatura de  $600 ^\circ C$  a  $Ar_3 ^\circ C$  durante 3 segundos a 40 segundos, se realiza el bobinado y
- 10 el recocido continuo incluye:
- calentar la chapa fina de acero laminada en frío hasta un intervalo de temperatura igual a o superior a  $(Ac_1 - 40) ^\circ C$  e inferior a  $Ac_3 ^\circ C$ ;
- 15 enfriar la chapa fina de acero laminada en frío calentada desde la temperatura de calentamiento más alta hasta  $660 ^\circ C$  a una velocidad de enfriamiento igual a o menor de  $10 ^\circ C/s$ ; y
- mantener la chapa fina de acero laminada en frío enfriada en un intervalo de temperatura de  $450 ^\circ C$  a  $660 ^\circ C$  durante 20 segundos a 10 minutos.
- 20 7. El método para la fabricación de un cuerpo estampado en caliente según la reivindicación 6, comprendiendo el método, además, realizar uno cualquiera de un proceso de galvanizado por inmersión en caliente, un proceso de recocido posterior al galvanizado, un proceso de chapado de aluminio fundido, un proceso de chapado de aluminio fundido aleado y un proceso de electrochapado, después del recocido continuo.

FIG. 1

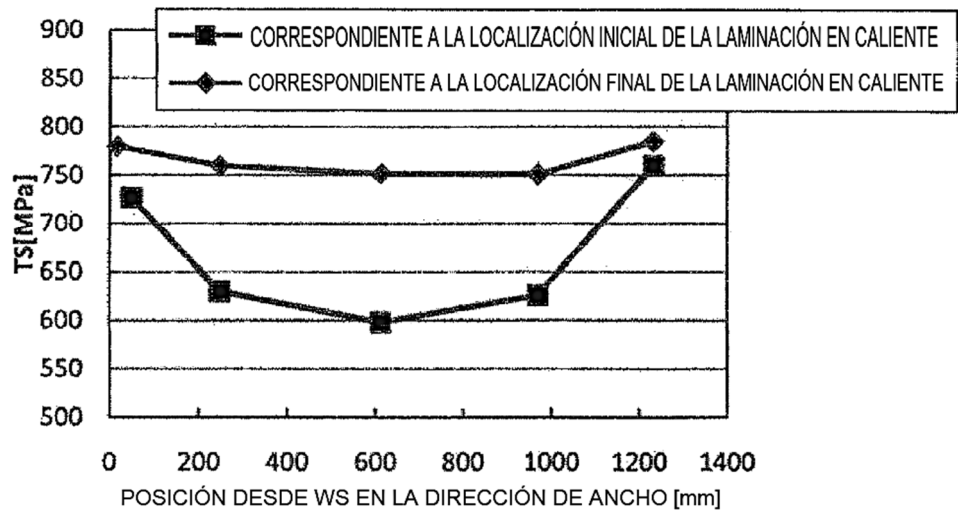
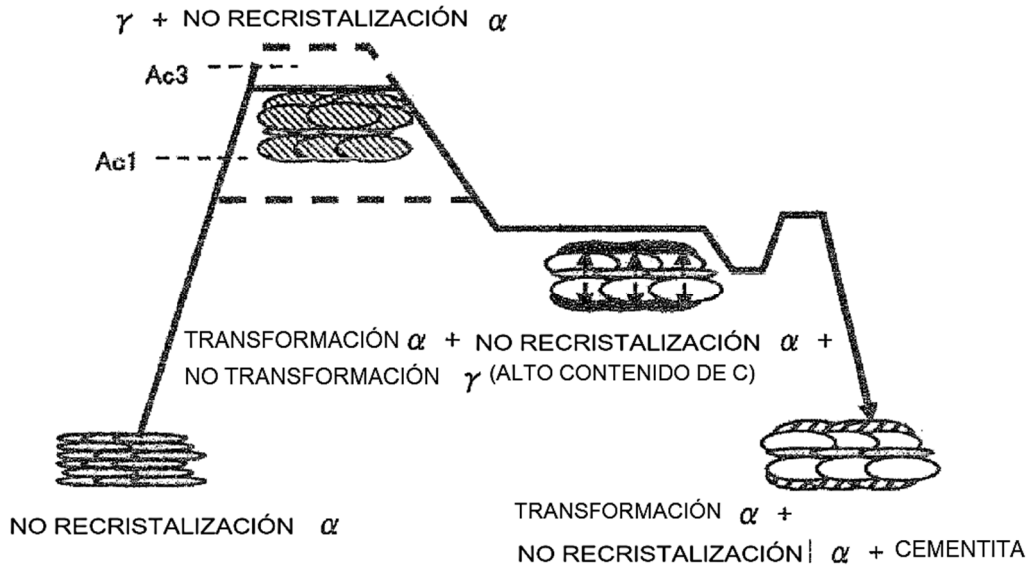
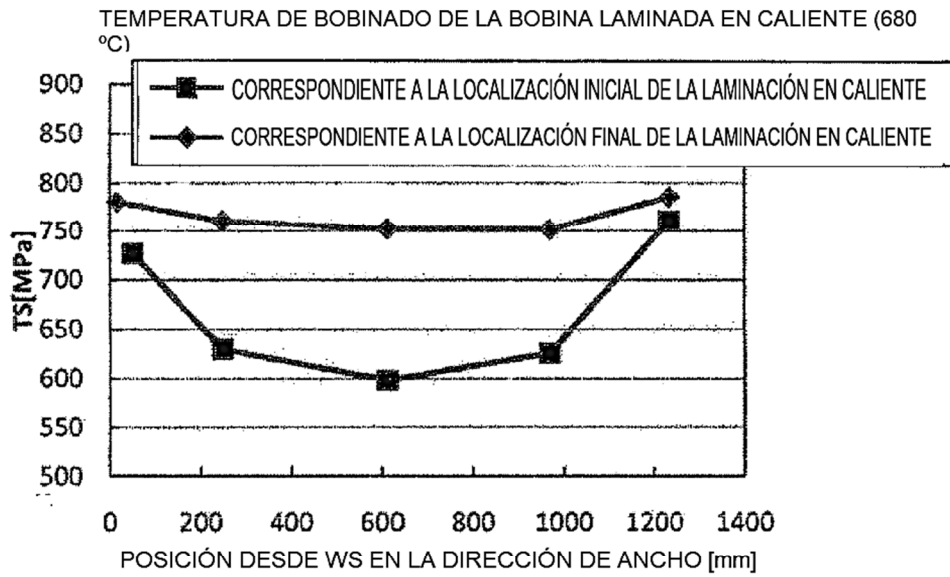


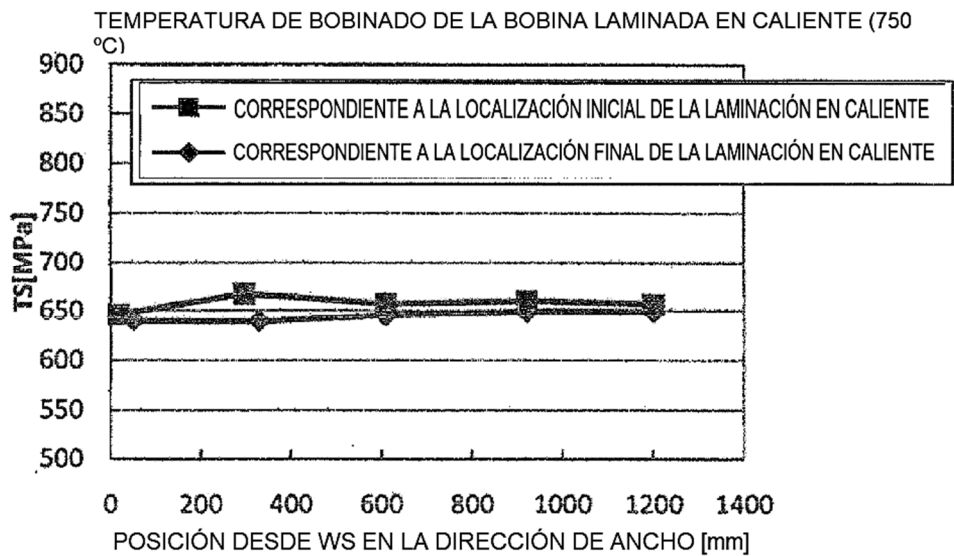
FIG. 2



**FIG. 3A**

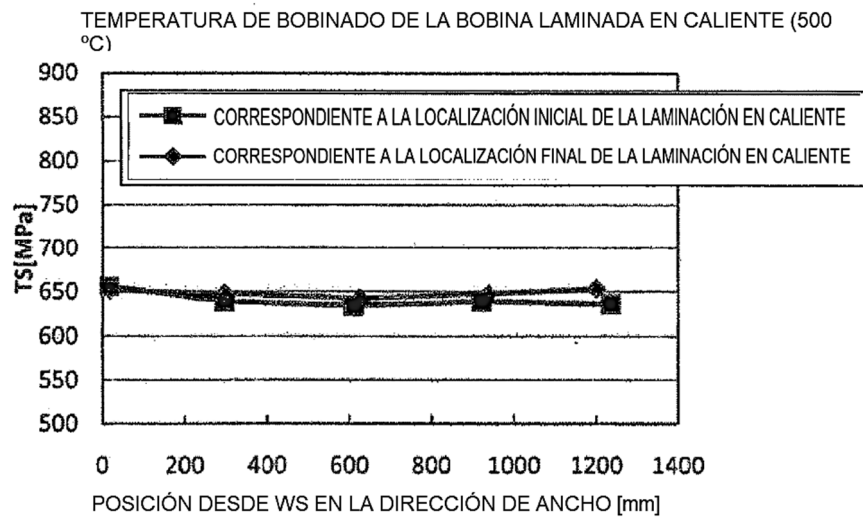


**FIG. 3B**

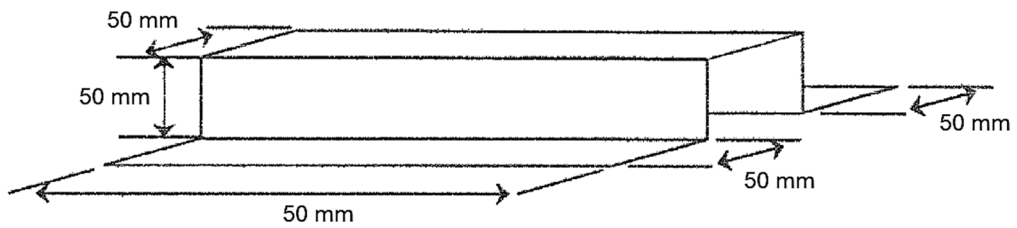




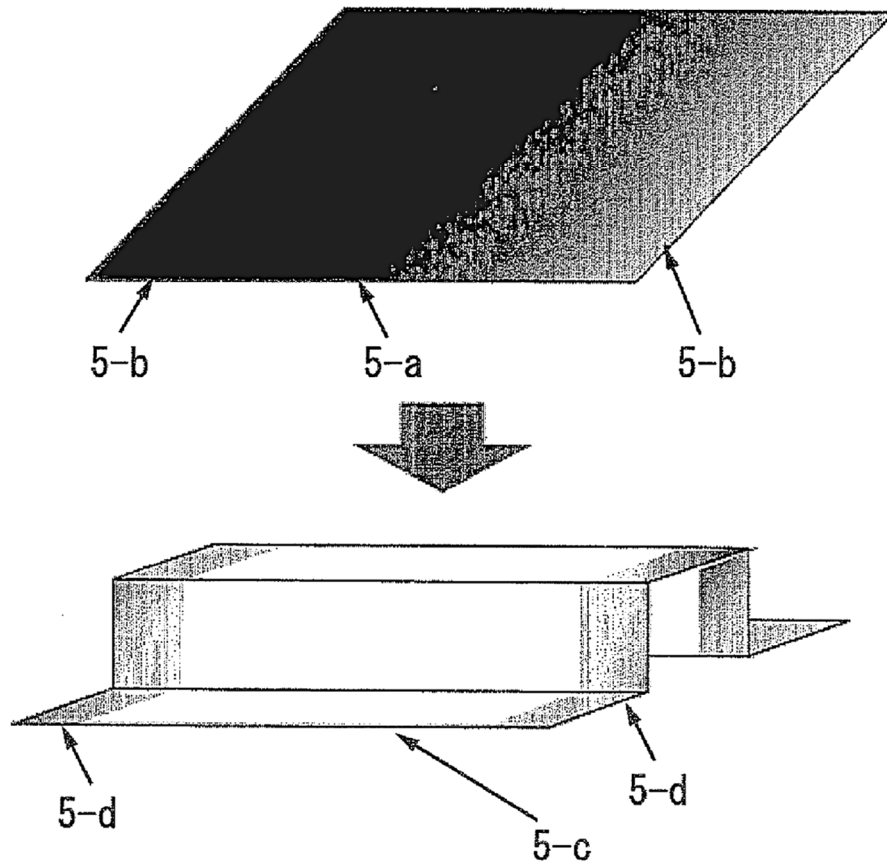
**FIG. 3C**



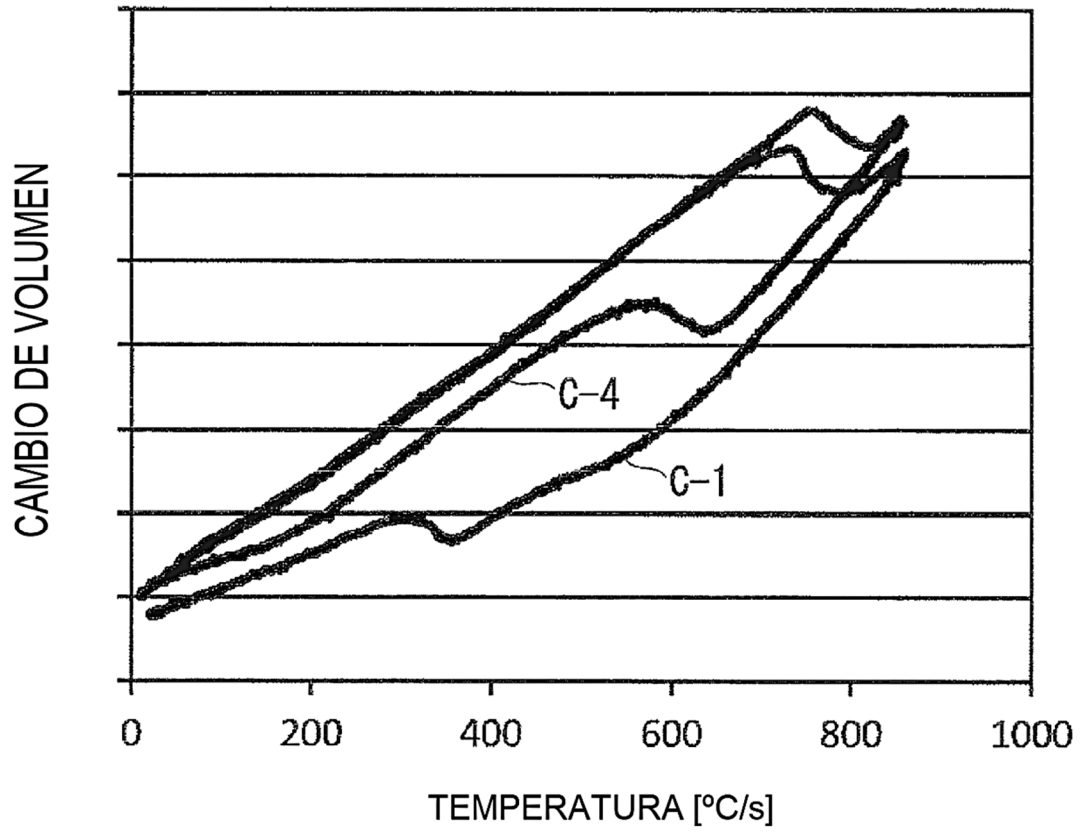
**FIG. 4**



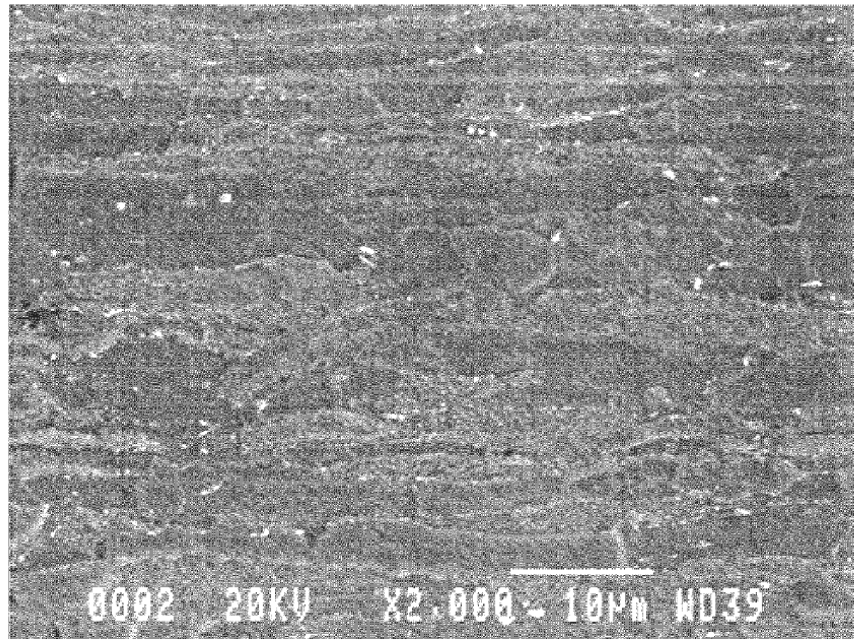
**FIG. 5**



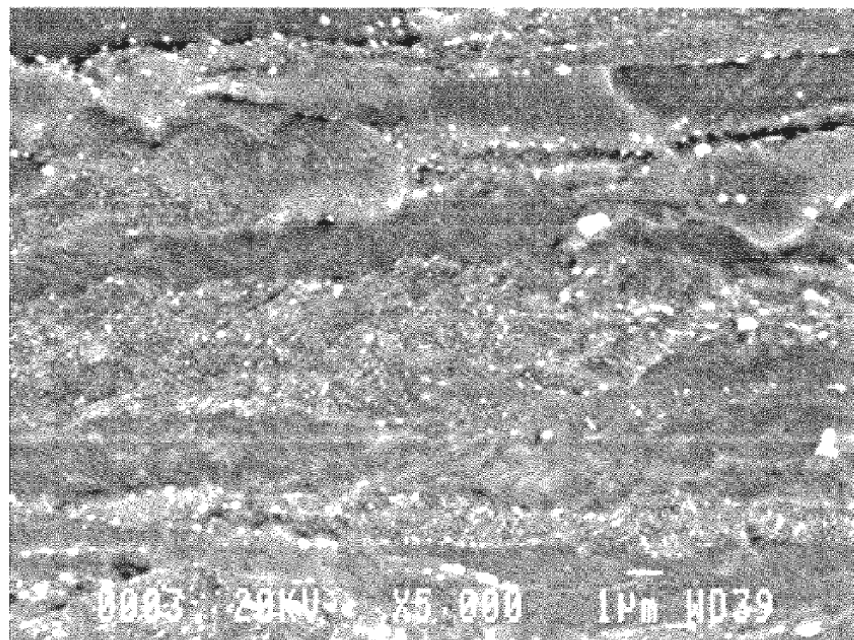
**FIG. 6**



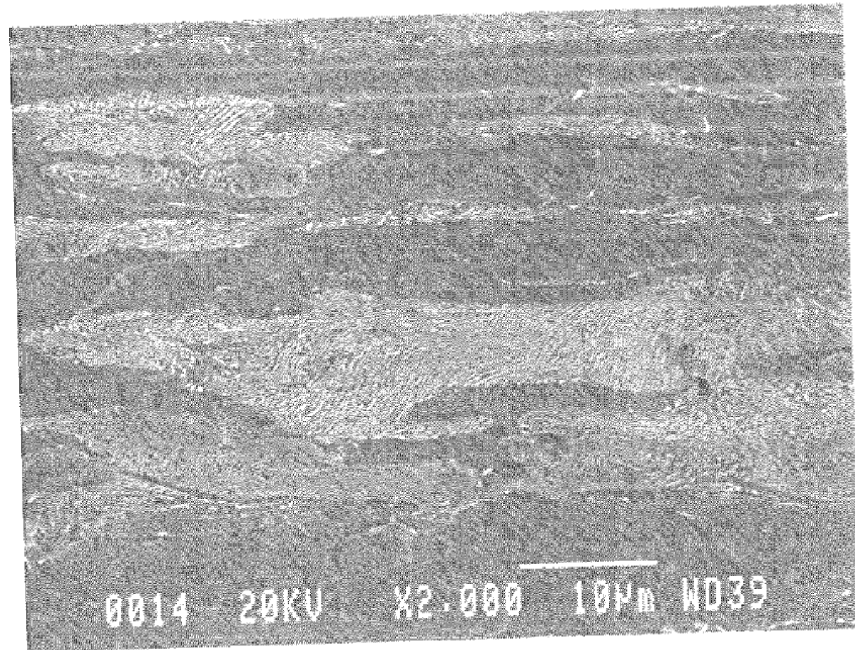
**FIG. 7A**



**FIG. 7B**



**FIG. 8A**



**FIG. 8B**

