

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 706 879**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C23C 2/26	(2006.01)
B21B 3/00	(2006.01)	C21D 9/48	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)
C22C 38/38	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/02	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)		
C23C 2/28	(2006.01)		
C23C 2/40	(2006.01)		
C21D 8/04	(2006.01)		
C23C 2/04	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **26.01.2011 PCT/JP2011/051459**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.08.2011 WO11093319**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.01.2011 E 11737032 (0)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **14.11.2018 EP 2530179**

54 Título: **Chapa de acero laminado en frío de alta resistencia y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

14.06.2010 JP 2010135351
07.04.2010 JP 2010088737
26.01.2010 JP 2010014363

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
01.04.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

SANO, KOHICHI;
WAKABAYASHI, CHISATO;
KAWATA, HIROYUKI;
OKAMOTO, RIKI;
YOSHINAGA, NAOKI;
KAWASAKI, KAORU;
SUGIURA, NATSUKO y
FUJITA, NOBUHIRO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 706 879 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminado en frío de alta resistencia y método de fabricación de la misma.

Campo de la invención

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia y a un método de fabricación de la misma.

Se reivindica prioridad para la solicitud de patente japonesa No. 2010-14364, presentada el 26 de enero de 2010, la solicitud de patente japonesa No. 2010-88737, presentada el 7 de abril de 2010, y la solicitud de patente japonesa No. 2010-135351, presentada el 14 de junio de 2010, cuyos contenidos se incorporan aquí como referencia.

Descripción de la técnica relacionada

10 Para conseguir reducción de peso y seguridad, una chapa de acero usada para estructuras de carrocerías de automóviles necesita tener conformabilidad y resistencia favorables. En particular, la elongación es la más importante característica para la conformabilidad. Sin embargo, generalmente, cuando la resistencia de una chapa de acero se incrementa, la elongación y la expansión de agujeros se degrada, y la conformabilidad de una chapa de acero de alta resistencia (chapa de acero de alta resistencia a la tracción).

15 El documento JP2000045031 describe un método de fabricación de una chapa de acero de alto contenido de carbono que tiene excelente conformabilidad y excelente templabilidad. En la chapa de acero de alto contenido de carbono obtenida por el método del documento JP2000045031, se forma cementita que tiene un tamaño medio de grano de 1,1 μm o menos y que tiene una relación de aspecto media de 1,5 o menos, y grano de ferrita que tiene un tamaño medio de grano de 2 μm o más.

20 Para resolver tal deterioro de la conformabilidad, las citas de patente 1 y 2 describen chapas de acero que tienen austenita retenida que queda en la chapa de acero (chapa de acero TRIP). En estas chapas de acero, dado que se usa la plasticidad inducida por la transformación (el efecto TRIP), se puede obtener una elongación extremadamente grande sin perjuicio de una alta resistencia.

25 En las chapas de acero descritas en las citas de patente 1 y 2, la cantidad de C y la cantidad de Si se incrementan de modo que la resistencia de la chapa de acero se incrementa y el C se concentra en la austenita. La concentración de C en la austenita estabiliza la austenita retenida de modo que esa austenita (austenita retenida) permanece establemente a temperatura ambiente.

30 Además, como técnica que utiliza el efecto TRIP más efectivamente, la cita de patente 3 describe una técnica en la que se lleva a cabo una hidroformación en un intervalo de temperatura en el que el porcentaje retenido de austenita se vuelve de 60% a 90% en el punto de tensión máxima. En esta técnica, la relación de expansión de tubos se mejora el 150% comparado con a temperatura ambiente. Además, para mejorar la estirabilidad profunda del acero TRIP, la cita de patente 4 describe una técnica de conformado que calienta una matriz.

35 Sin embargo, en la técnica descrita en la cita de patente 3, la aplicación de la técnica está limitada a tubos. Además, en la técnica descrita en la cita de patente 4, el calentamiento de un molde para obtener un efecto suficiente es costoso, y por lo tanto la aplicación de la técnica es restrictiva.

40 Por lo tanto, para desarrollar efectivamente el efecto TRIP mediante la mejora de una chapa de acero en lugar de la mejora de las técnicas de conformado, se considera la adición de C a la chapa de acero. El C añadido a la chapa de acero se concentra en la austenita, pero al mismo tiempo precipitan carburos gruesos. En tal caso, disminuye la cantidad de austenita retenida en la chapa de acero, la elongación se deteriora, y se producen grietas por los carburos durante la expansión de agujeros.

Además, cuando se incrementa adicionalmente la cantidad de C para compensar la disminución de la cantidad de austenita retenida provocada por la precipitación de los carburos, se degrada la soldabilidad.

45 En una chapa de acero que se usa para estructuras de carrocerías de automóviles, es necesario asegurar un equilibrio entre resistencia y conformabilidad (elongación y expansión de agujeros) al tiempo que se incrementa la resistencia. Sin embargo, como se describe anteriormente, ha sido difícil asegurar suficiente conformabilidad solo por la adición de C al acero.

50 Aquí, el acero de austenita retenida (chapa de acero TRIP) es una chapa de acero de alta resistencia en la que la austenita se queda en la microestructura de la chapa de acero que se va a formar controlando la transformación de ferrita y la transformación de bainita durante el recocido para incrementar la concentración de C en austenita. Debido al efecto TRIP de la austenita retenida, el acero de austenita retenida tiene una gran elongación.

El efecto TRIP depende de la temperatura, y de este modo el efecto TRIP se podría utilizar en la máxima medida formando una chapa de acero a una alta temperatura de más de 250°C en el caso del efecto TRIP de las técnicas convencionales. Sin embargo, en un caso en el que la temperatura de conformación excede de 250°C, es probable

que ocurran problemas con respecto a los costes de calentamiento para un molde. Por lo tanto, es deseable hacer posible usar el efecto TRIP en la máxima medida a temperatura ambiente y en un intervalo de temperatura de 100°C a 250°C.

Citas de patentes

5 Cita de patente 1. Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. S61-217529.

Cita de patente 2 Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. H05-59429.

Cita de patente 3. Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. 2004-330230.

Cita de patente 4. Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. 2007-111765.

Sumario de la invención

10 Problema planteado

Un objetivo de la presente invención es proporcionar una chapa de acero que puede suprimir el agrietamiento durante la expansión de agujeros y es excelente en cuanto al equilibrio entre resistencia y conformabilidad.

Métodos para resolver el problema

15 Los inventores tuvieron éxito en la fabricación de una chapa de acero que es excelente en cuanto a resistencia, ductilidad (elongación) y expansión de agujeros optimizando las composiciones químicas en el acero y las condiciones de fabricación y controlando el tamaño y la forma de los carburos durante el recocido. El significado es el siguiente.

20 (1) Una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según un aspecto de la presente invención incluye, en % en masa, C: de 0,10% a 0,40%, Mn: de 0,5% a 4,0%, Si: de 0,005% a 2,5%, Al: de 0,005% a 2,5%, Cr: de 0% a 1,0%, y un resto de hierro e impurezas inevitables, en la que la cantidad de P está limitada a 0,05% o menos, la cantidad de S está limitada a 0,02% o menos, la cantidad de nitrógeno está limitada a 0,006% o menos, y la microestructura incluye de 2% a 30% de austenita retenida por porcentaje de área y la martensita está limitada a 20% o menos por porcentaje de área en la microestructura, un tamaño medio de partícula de cementita de 0,01 μm a 1 μm, y del 30% al 100% de la cementita tiene una relación de aspecto de 1 a 3.

25 (2) la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) puede incluir además, en % en masa, uno o más tipos de Mo: de 0,01% a 0,3%, Ni: de 0,01% a 5%, Cu: de 0,01% a 5%, B: de 0,0003% a 0,003%, Nb: de 0,01% a 0,1%, Ti: de 0,01% a 0,2%, V: de 0,01% a 1,0%, W: de 0,01% a 1,0%, Ca: de 0,0001% a 0,05%; Mg: de 0,0001% a 0,05%; Zr: de 0,0001% a 0,05%; REM: de 0,0001% a 0,05%.

30 (3) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) o (2), la cantidad total de Si y Al puede ser de 0,5% a 2,5%.

(4) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) o (2), el tamaño medio de grano de la austenita retenida puede ser de 5 μm o menos.

(5) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) o (2), la microestructura puede incluir, en porcentaje de área, de 10% a 70% de ferrita.

35 (6) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) o (2), la microestructura puede incluir, en porcentaje de área, de 10% a 70% de ferrita y bainita en total.

(7) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) o (2), la microestructura puede incluir, en porcentaje de área, de 10% a 75% de bainita y martensita templada en total.

40 (8) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) o (2), el tamaño medio de grano de la ferrita puede ser de 10 μm o menos.

(9) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) o (2), la cementita que tiene una relación de aspecto de 1 a 3 puede estar incluida en de 0,003 partículas/μm² a 0,12 partículas/μm².

45 (10) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) o (2), en la porción central del grosor de la chapa, la relación de intensidad aleatoria X de una orientación {110} <001> de la austenita retenida y el valor medio Y de la relación de intensidad aleatoria de un grupo de orientaciones de {110} <111> a {110} <001> de la austenita retenida puede satisfacer la siguiente ecuación (1).

$$4 < 2X + Y < 10 \dots (1)$$

(11) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) y (2), en la porción central del

grosor de la chapa, la relación de la relación de intensidad aleatoria de una orientación {110} <001> de la austenita retenida a la relación de intensidad aleatoria de la orientación {110} <111> de la austenita retenida puede ser 3,0 o menos.

5 (12) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) o (2), se puede proporcionar además un revestimiento de cinc sobre por lo menos una superficie.

(13) En la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (1) o (2), se puede proporcionar además un revestimiento recocido galvanizado sobre por lo menos una superficie.

10 (14) Un método para la fabricación de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según un aspecto de la presente invención incluye un primer procedimiento en el que un desbaste plano que tiene la composición química según el anterior (1) o (2) se lamina en caliente a una temperatura de acabado de 820°C o superior para producir una chapa de acero laminado en caliente; un segundo procedimiento en el que, después del primer procedimiento, la chapa de acero laminado en frío se enfría y bobina a una temperatura de bobinado CT°C de 350°C a 600°C; un tercer procedimiento en el que la chapa de acero laminado en caliente que ha sometido al segundo procedimiento se lamina en frío con una reducción de grosor de 30% a 85% para producir una chapa de acero laminado en frío; un cuarto procedimiento en el que, después del tercer procedimiento, la chapa de acero laminado en frío se calienta y recuece a una temperatura media de calentamiento de 750°C a 900°C; un quinto procedimiento en el que la chapa de acero laminado en frío que se ha sometido al cuarto procedimiento se enfría a una velocidad media de enfriamiento de 3°C/s a 200°C/s y se mantuvo en un intervalo de temperatura de 300°C a 500°C durante de 15 segundos a 1.200 segundos; y un sexto procedimiento en el que la chapa de acero laminado en frío que se ha sometido al quinto procedimiento se enfría, en el que, en el segundo procedimiento una primera velocidad media de enfriamiento CR1 °C/s de 750°C a 650°C es de 15°C/s a 100°C/s, una segunda velocidad media de enfriamiento CR2 °C/s desde 650°C hasta la temperatura de bobinado CT°C es de 50°C/s o menos, una tercera velocidad media de enfriamiento CR3 °C/s desde después del bobinado hasta 150°C es de 1°C/s o menos, la temperatura de bobinado CT°C y la primera velocidad media de enfriamiento CR1 °C/s satisfacen la siguiente ecuación (2), y, en el cuarto procedimiento, en un caso en el que las cantidades de Si, Al y Cr, están representadas por [Si], [Al] y [Cr], en cuanto a % en masa, respectivamente, el área media S μm² de perlita incluida en la chapa de acero laminado en caliente que se ha sometido al segundo procedimiento, la temperatura media de calentamiento T°C, y el tiempo de calentamiento ts satisfacen la relación de la siguiente ecuación (3).

$$1.500 \leq CR1 \times (650 - CT) \leq 15.000 \dots (2)$$

$$30 \quad 2.200 > T \times \log(t) / (1 + 0,3 [Si] + 0,5 [Al] + [Cr] + 0,5S) > 110 \dots (3)$$

(15) En el método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (14), el total de la reducción de grosor de las dos últimas etapas en el primer procedimiento puede ser 15% o más.

35 (16) En el método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (14), la chapa de acero laminado en frío que se ha sometido el quinto procedimiento y se va a someter al sexto procedimiento se puede revestir con cinc.

(17) En el método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (14), la chapa de acero laminado en frío que se ha sometido al quinto procedimiento y se va a someter al sexto procedimiento se puede galvanizar y recocer a de 400°C a 500°C para aleación.

40 (18) En el método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (14), la velocidad media de calentamiento de 680°C a 680°C en el cuarto procedimiento puede ser de 0,1°C/s a 7°C/s..

(19) En el método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (14), antes del primer procedimiento, el desbaste plano se puede enfriar a 1.000°C o menos y recalentar a 1.000°C o más.

Efectos de la invención

45 Según la presente invención, es posible proporcionar una chapa de acero de alta resistencia que es excelente en cuanto a resistencia y conformabilidad (elongación y expansión de agujeros a temperatura ambiente y en un intervalo cálido) optimizando la composición química, asegurando una cantidad predeterminada de austenita retenida, y controlando apropiadamente el tamaño y forma de la cementita.

50 Además, según la presente invención, es posible fabricar una chapa de acero de alta resistencia que es excelente en cuando a resistencia y conformabilidad controlando apropiadamente la velocidad de enfriamiento de la chapa de acero después de la laminación en caliente (antes y después del bobinado) y las condiciones de recocido después de la laminación en frío.

Además, en la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (4), la elongación se puede mejorar más en un intervalo caliente.

Además, en la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según el anterior (10), es posible asegurar alta

elongación uniforme en cualquier dirección mientras que raramente se exhibe anisotropía en el plano.

Breve descripción de los dibujos

La FIG. 1 es un gráfico que muestra la relación entre el parámetro P de recocido y el tamaño medio de partícula de cementita.

5 La FIG. 2 es un gráfico que muestra la relación entre el tamaño medio de grano de cementita y el equilibrio entre resistencia y conformabilidad (producto de resistencia a la tracción TS, elongación uniforme μEI , y expansión de agujeros λ).

La FIG. 3 es un gráfico que muestra la relación entre el tamaño medio de grano de cementita y el equilibrio entre resistencia y conformabilidad (producto de resistencia a la tracción TS y expansión de agujeros λ).

10 La FIG. 4 es una vista que muestra la principal orientación de fases de austenita en ODF en una sección transversal para la que ϕ_2 es 45° .

La FIG.5 es una vista que muestra la relación entre un parámetro $2X + Y$ y el índice de anisotropía ΔuEI de elongación uniforme.

15 La FIG. 6 es una vista que muestra el diagrama de flujo de un método de fabricación de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según una realización de la presente invención.

La FIG. 7 es una vista que muestra la relación entre la temperatura de bobinado CT y la primera velocidad media de enfriamiento CR1 en el método de fabricación de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia según la realización.

20 La FIG. 8 es una vista que muestra la relación entre la resistencia a la tracción TS y la elongación tEL_{150} a $150^\circ C$ en los Ejemplos y Ejemplos comparativos.

Descripción detallada de la invención

25 Los inventores encontraron que el equilibrio entre resistencia y conformabilidad (ductilidad y expansión de agujeros) se vuelve excelente cuando la cementita formada durante la laminación en caliente se funde durante el calentamiento para el recocido para disminuir el tamaño de partícula de la cementita en una chapa de acero. Aquí a continuación se describirán las razones.

30 En el acero TRIP, el C se concentra en austenita para incrementar la cantidad de austenita retenida en un procedimiento de recocido. Un incremento de la cantidad de C en la austenita y un incremento de la cantidad de austenita mejora las propiedades de tracción del acero TRIP. Sin embargo, en un caso en el que la cementita formada durante la laminación en caliente permanece después del recocido (recocido después de la laminación en frío), algo del C añadido al acero está presente en la forma de carburos. En este caso, hay casos en los que la cantidad de austenita y la cantidad de C en la austenita se reducen, y el equilibrio entre resistencia y ductilidad se deteriora. Además, los carburos actúan como puntos de partida del agrietamiento durante los ensayos de expansión de agujeros, y la conformabilidad se deteriora.

35 Las razones no están claras, pero se considera que son las siguientes. Cuando el tamaño de partícula de la cementita disminuye hasta un tamaño crítico o menos, se previene el deterioro de la elongación local que se origina de la cementita, y el C disuelto que se obtiene por la disolución de la cementita se puede concentrar en la austenita. Además, en este caso, el porcentaje de área de la austenita retenida y la cantidad de C en la austenita retenida se incrementa, y la estabilidad de la austenita retenida se incrementa. Como resultado, el efecto TRIP mejora debido al efecto sinérgico de la prevención del deterioro de la elongación local que se origina de la cementita y la mejora de la estabilidad de la austenita retenida.

40 Para exhibir efectivamente el efecto sinérgico, es necesario que el tamaño medio de partícula de la cementita después del recocido sea de $0,01 \mu m$ o $1 \mu m$. Para prevenir de manera más fiable el deterioro de la elongación local y además incrementar la cantidad de C suministrado a la austenita retenida de la cementita, el tamaño medio de partícula (diámetro medio de partícula) de la cementita es preferentemente de $0,9 \mu m$ o menos, más preferentemente de $0,8 \mu m$ o menos, y lo más preferentemente de $0,7 \mu m$ o menos. Cuando el diámetro medio de partícula de la cementita excede de $1 \mu m$, dado que el C no se concentra suficientemente, el efecto TRIP no es óptimo en un intervalo de temperatura de $100^\circ C$ a $250^\circ C$ así como a temperatura ambiente, la elongación local se deteriora debido a la cementita gruesa, y la elongación se deteriora abruptamente debido a la acción sinérgica. Por otra parte, aunque el tamaño medio de partícula de la cementita es deseablemente tan pequeño como sea posible, el tamaño medio de partícula necesita ser de $0,01 \mu m$ o más para suprimir el crecimiento de grano de la ferrita. Además, como se describe a continuación, el tamaño medio de partícula de la cementita depende de la temperatura de calentamiento y del tiempo de calentamiento durante el recocido. Por lo tanto, desde un punto de vista industrial así como desde el punto de vista del control de la microestructura, el tamaño medio de partícula de la cementita es preferentemente de $0,02 \mu m$ o más, más preferentemente de $0,03 \mu m$ o más, y lo más preferentemente de $0,04 \mu m$

o más.

Mientras tanto, el tamaño medio de partícula de la cementita se obtiene promediando los diámetros del círculo equivalente de las partículas de cementita cuando se observa la cementita en la microestructura de la chapa de acero usando un microscopio óptico o un microscopio electrónico, o similares.

5 Los inventores investigaron un método para reducir el tamaño medio de partícula de la cementita. Los inventores estudiaron la relación entre el área media de perlita de una chapa de acero laminada en caliente y la cantidad de cementita disuelta dependiendo de la temperatura de calentamiento y del tiempo de calentamiento durante el recocido.

10 Como resultado, se encontró que, cuando el área media S (μm^2) de perlita en la microestructura de la chapa de acero después de la laminación en caliente, la temperatura media de calentamiento T ($^{\circ}\text{C}$) durante el recocido, y el tiempo de calentamiento t (s) durante el recocido satisfacen la siguiente ecuación (4), el tamaño medio de partícula de la cementita después del recocido se convierte en de $0,01 \mu\text{m}$ a $1 \mu\text{m}$, y la concentración de C en las fases de austenita retenida se acelera como se muestra en la FIG. 1. Mientras tanto, en la FIG. 1, para eliminar la influencia de la cantidad de carbono, se usa acero que tiene una cantidad de aproximadamente 0,25% de C, y la cementita se observa usando un microscopio óptico.

$$15 \quad 2.200 > T \times \log(t) / (1 + 0,3 [\text{Si}] + 0,5 [\text{Al}] + [\text{Cr}] + 0,5S) > 110 \dots (4)$$

Aquí, [Si], [Al] y [Cr] representan las cantidades (% en masa) de Si, Al y Cr en una chapa de acero, respectivamente. Además, log en la ecuación (4) indica un logaritmo decimal (con una base 10).

20 Aquí, para simplificar la siguiente descripción, se introducen los parámetros de recocido P y α que están representados en las siguientes ecuaciones (5) y (6).

$$P = T \times \log(t) / \alpha \dots (5)$$

$$\alpha = (1 + 0,3 [\text{Si}] + 0,5 [\text{Al}] + [\text{Cr}] + 0,5S) \dots (6)$$

25 El límite inferior del parámetro de recocido P se requiere para reducir el tamaño medio de partícula de la cementita. Para disminuir el tamaño medio de partícula de la cementita a $1 \mu\text{m}$ o menos, es necesario llevar a cabo el recocido en condiciones de parámetro de recocido P de más de 110. Además, el límite superior del parámetro de recocido P es requerido para reducir el coste necesario para el recocido y asegurar la cementita que fija el grano de ferrita. Para asegurar que la cementita tenga un tamaño medio de partícula de $0,01 \mu\text{m}$ o más que se pueda usar para la fijación, es necesario llevar a cabo el recocido en condiciones de un parámetro de recocido P de menos de 2.200. Como tal, es necesario que el parámetro de recocido P sea de más de 110 a menos de 2.200.

30 Mientras tanto, para disminuir más el tamaño medio de partícula de la cementita como se describe anteriormente, el parámetro de recocido P es preferentemente más de 130, más preferentemente más de 140, lo más preferentemente más de 150. Además, para asegurar suficientemente el tamaño medio de partícula de cementita que se puede usar para la fijación como se describe anteriormente, el parámetro de recocido P es preferentemente menor de 2.100, más preferentemente menor de 2.000, y lo más preferentemente menor de 1.900.

35 Cuando se satisface la ecuación (4) anterior, la cementita en perlita formadas durante el bobinado de la chapa de acero después de la laminación en caliente se esferoidiza durante el calentamiento para el recocido, y se forma cementita esférica relativamente grande en la mitad del recocido. La cementita esférica se puede disolver a una temperatura de recocido del punto A_{c1} o más alta y, cuando se satisface la ecuación (4), el tamaño medio de partícula de la cementita disminuye suficientemente para ser de $0,01 \mu\text{m}$ a $1 \mu\text{m}$.

40 Aquí se describirán los significados físicos de los términos del parámetro de recocido P (la ecuación (5)).

$T \times \log(t)$ en el parámetro de recocido P se considera que está asociado a las velocidades de difusión (o cantidades de difusión) de carbono y hierro. Esto se debe a que la transformación inversa de cementita a austenita avanza a medida que se difunden los átomos.

45 α en el parámetro de recocido P se incrementa en un caso en el que las cantidades de Si, Al y Cr son grandes o el área media S de perlita que se forma durante el bobinado de la chapa de acero laminado en caliente es grande. Para satisfacer la ecuación (4) en un caso en el que α es grande, es necesario cambiar las condiciones de recocido de modo que $T \times \log(t)$ se incrementa.

Las razones por las que α (la ecuación (6)) en la ecuación (5) cambia para las cantidades de Si, Al y Cr, y el porcentaje de área de perlita después del bobinado de la chapa de acero laminado en caliente son las siguientes.

50 El Si y el Al son elementos que suprimen la precipitación de cementita. Por lo tanto, cuando se incrementan las cantidades de Si y Al, la transformación de austenita a ferrita y vainita que tiene una pequeña cantidad de carburos se vuelve susceptible de avanzar durante el bobinado de la chapa de acero después de la laminación en caliente, y el carbono se concentra en la austenita. Después de eso, se produce la transformación de austenita en la que el

5 carbono se concentra a perlita. En tal perlita que tiene una alta concentración de carbono, dado que la fracción de cementita es grande, y la cementita y la perlita es probable que se esferoidicen y endurezcan para disolverse durante el subsecuente calentamiento para el recocido, es probable que se forme cementita gruesa. Como tal, los términos que incluyen [Si] y [Al] en α se considera que corresponden a la disminución de la velocidad de disolución de cementita debido a la formación de cementita gruesa y a un incremento del tiempo de disolución.

El Cr es un elemento que forma una disolución sólida en cementita para hacer difícil disolver la cementita (para estabilizar la cementita). Por lo tanto, cuando la cantidad de Cr se incrementa, se incrementa el valor de α en la ecuación (5). Como tal, se considera que los términos que incluyen [Cr] en α corresponden a una disminución de la velocidad de disolución de la cementita debido a la estabilización de la cementita.

10 Se considera que, cuando el área media S de perlita es relativamente grande después del bobinado de la chapa de acero laminada en caliente, la distancia de difusión de los átomos necesaria para la transformación inversa se vuelve grande, y por lo tanto el tamaño medio de partícula de cementita recocida es probable que se vuelva grande. Por lo tanto, cuando el área media S de perlita se incrementa, α en la ecuación (5) se incrementa. Como tal, se considera que el término que incluye el área media S de perlita en α corresponde a un incremento del tiempo de disolución de la cementita debido a un incremento de la distancia de difusión de los átomos.

15 Por ejemplo, el área media S de la perlita se obtiene midiendo el área de un número estadísticamente suficiente de granos de perlita mediante un análisis de imágenes de una micrografía óptica de una sección transversal de la chapa de acero laminado en caliente, y promediando las áreas de las mismas.

20 Como tal, α es un parámetro que indica lo fácil que la cementita permanece después del recocido, y es necesario determinar las condiciones de recocido según α para satisfacer la ecuación (4) anterior.

25 Como tal, cuando se lleva a cabo el recocido en condiciones de recocido que satisfacen la ecuación (4), el tamaño medio de partícula de la cementita disminuye suficientemente, se suprime que la cementita actúe como un punto de partida de ruptura durante la expansión de agujeros, y la cantidad total de C que se concentra en la austenita se incrementa. Por lo tanto, la cantidad de austenita retenida en la microestructura se incrementa, y el equilibrio entre resistencia y ductilidad mejora. Por ejemplo, el equilibrio entre resistencia y conformabilidad mejora en un caso en el que el tamaño medio de partícula de la cementita presente en el acero es de 1 μm o menos como se muestra en las FIGs 2 y 3. Mientras tanto, en la FIG. 2, el equilibrio entre resistencia y conformabilidad de la chapa de acero mostrada en la FIG. 1 se evalúa usando el producto de resistencia a la tracción TS, elongación uniforme uEL, y expansión de agujeros λ . Además, en la FIG. 3, el equilibrio entre resistencia y conformabilidad de la chapa de acero mostrada en la FIG. 1 se evalúa usando el producto de la resistencia a la tracción TS y la expansión de agujeros λ .

30 Además, como resultado de estudios intensivos, los inventores han encontrado que, en un caso en el que es necesario reducir la anisotropía en el plano durante la conformación, es extremadamente importante controlar la orientación (textura) del cristal de las fases de austenita. Para controlar la textura de las fases de austenita, es muy importante controlar la textura de la ferrita formada durante el recocido. Dado que las fases de austenita retenida que quedan en un producto de chapa se forman debido a la transformación inversa de las interfases de las fases de ferrita durante el recocido, las fases de austenita retenida están significativamente influenciadas por la orientación del cristal de las fases ferrita.

35 Por lo tanto, para reducir la anisotropía en el plano, es importante controlar la textura de la ferrita que se va a transformar en austenita y hacer que la austenita herede la orientación cristalina durante la subsecuente transformación inversa. Es decir, para optimizar la textura de la ferrita, se controla la temperatura de bobinado durante la laminación en caliente, se previene que la chapa laminada en caliente tenga una microestructura de una sola fase de bainita, y la chapa laminada en caliente se lamina en frío con una apropiada relación de grosor. Se puede producir una deseada orientación del cristal mediante tal control. Además, con el fin de hacer que las fases de austenita hereden la textura de las fases de ferrita, es importante recristalizar suficientemente la microestructura laminada en frío durante el recocido, incrementar la temperatura a una región de dos fases, y optimizar la fracción de austenita en la región de dos fases. Por lo tanto, para incrementar la estabilidad de la austenita retenida tanto como sea posible, en un caso en el que es necesario disminuir la anisotropía en el plano durante la conformación, es deseable controlar las condiciones anteriores apropiadamente.

40 De aquí en adelante, se describirá en detalle la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia (por ejemplo, que tiene una resistencia a la tracción de 500 MPa a 1.800 MPa) según una realización de la presente invención.

45 Primero, se describirán los componentes básicos de la chapa de acero de la realización. Mientras tanto, a continuación, "%" que indica las cantidades de los elemento se refiere a % en masa.

C: de 0,10% a 0,40%

55 El C es un elemento extremadamente importante para incrementar la resistencia del acero y asegurar la austenita retenida. Para asegurar una cantidad suficiente de austenita retenida se requiere una cantidad de C de 0,10% o más. Por otra parte, cuando hay excesivo C en el acero, se deteriora la soldabilidad, y por lo tanto el límite superior de la cantidad de C es 0,40%. Además, para asegurar más austenita retenida e incrementar la estabilidad de la

ES 2 706 879 T3

austenita retenida, la cantidad de C es preferentemente 0,12% o más, más preferentemente 0,14% o más, y lo más preferentemente 16% o más. Para asegurar más la soldabilidad, la cantidad de C es preferentemente 0,36% o menos, más preferentemente 0,33% o menos, y lo más preferentemente 0,32% o menos.

Mn: de 0,5% a 4,0%

- 5 El Mn es un elemento que estabiliza la austenita e incrementa la templabilidad. Para asegurar suficiente templabilidad, se requiere una cantidad de Mn de 0,5% o más. Por otra parte, cuando se añade Mn en exceso en el acero, se daña la ductilidad, y por lo tanto el límite superior de la cantidad de Mn es 4,0%. El límite superior preferible de la cantidad de Mn es 2,0%. Para incrementar más la estabilidad de la austenita, la cantidad de Mn es preferentemente 1,0% o más, más preferentemente 1,3% o más, y lo más preferentemente 1,5% o más.
- 10 Además, para asegurar la conformabilidad más favorable, la cantidad de Mn es preferentemente 3,0% o menos, más preferentemente 2,6% o menos, y lo más preferentemente 2,2% o menos.

Si: de 0,005% a 2,5%

Al: de 0,005% a 2,5%

- 15 El Si y el Al son un agente desoxidante, y el acero necesita incluir de cada uno de Si y Al 0,005% o más para llevar a cabo suficiente desoxidación. Además, el Si y el Al estabilizan la ferrita durante el recocido y suprimen la precipitación de la cementita durante la transformación de vainita para incrementar la concentración de C en la austenita y contribuir a asegurar la austenita retenida. Se puede asegurar más austenita retenida cuando las cantidades de Si y Al se incrementan, y por lo tanto la cantidad de Si y la cantidad de Al cada una es preferentemente 0,30% o más, más preferentemente 0,50% o más, y lo más preferentemente 0,80% o más.
- 20 Cuando el Si o el Al se añaden en exceso al acero, las propiedades de la superficie (por ejemplo, las propiedades para el recocido galvanizado o tratamiento de conversión química), revestibilidad, y soldabilidad se deterioran, y por lo tanto los límites superiores de la cantidad de Si y de la cantidad de Al se establecen cada uno en 2,5%. En un caso en el que se requieren propiedades de superficie, revestibilidad, y soldabilidad cuando la chapa de acero se usa como una pieza de repuesto, los límites superiores de la cantidad de Si y de la cantidad de Al son preferentemente 2,0%, más preferentemente 1,8%, y lo más preferentemente 1,6%.

- Mientras tanto, en un caso en el que se añade al acero una gran cantidad tanto de Si como de Al, es deseable evaluar la suma (Si + Al) de la cantidad de Si y la cantidad de Al. Es decir, el Si + Al es preferentemente 0,5% o más, más preferentemente 0,8% o más, aún más preferentemente 0,9% o más, y lo más preferentemente 1,0% o más.
- 30 Además, el Si + Al es preferentemente 2,5% o menos, más preferentemente 2,3% o menos, aún más preferentemente 2,1% o menos, y lo más preferentemente 2,0% o menos.

Cr: de 0% a 1,0%

- El Cr es un elemento que incrementa la resistencia de la chapa de acero. Por lo tanto, en un caso en el que se añade Cr para incrementar la resistencia de la chapa de acero, la cantidad de Cr es preferentemente 0,01% o más. Sin embargo, cuando se incluye en el acero 1% o más de Cr, dado que no se puede asegurar suficiente ductilidad, la cantidad de Cr necesita ser 1% o menos. Además, dado que el Cr forma disoluciones sólidas en cementita para estabilizar la cementita, la disolución de la cementita se suprime (impide) durante el recocido. Por lo tanto, la cantidad de Cr es preferentemente 0,6% o menos, y más preferentemente 0,3% o menos.
- 35

A continuación, entre las impurezas inevitables, se describirán las impurezas que se necesita reducir particularmente. Mientras tanto, los límites inferiores de estas impurezas (P, S, N) pueden ser 0%.

- 40 P: 0,05% o menos

El P es una impureza y deteriora la ductilidad y la soldabilidad cuando está contenido en exceso en el acero. Por lo tanto, el límite superior de la cantidad de P es 0,05%. En un caso en el que se requiere más conformabilidad, la cantidad de P es preferentemente 0,03% o menos, más preferentemente 0,02% o menos, y lo más preferentemente 0,01% o menos.

- 45 S: 0,020% o menos

- El S es una impureza, y cuando está contenida en exceso en el acero, forma MnS elongado debido a la laminación en caliente y deteriora la conformabilidad, tal como la ductilidad, la expansión de agujeros y similares. Por lo tanto, el límite superior del contenido de S es 0,02%. En un caso en el que se requiere más conformabilidad, la cantidad de S es preferentemente 0,010% o menos, más preferentemente 0,008% o menos, y lo más preferentemente 0,002% o menos.
- 50

El N es una impureza, y cuando la cantidad de N excede de 0,006%, la ductilidad se deteriora. Por lo tanto, el límite superior del contenido de N es 0,006%. En un caso en el que se requiere más conformabilidad, la cantidad de N es preferentemente 0,004% o menos, más preferentemente 0,003% o menos, y lo más preferentemente 0,002% o menos.

De aquí en adelante, se describirán elementos opcionales.

Es más, además de los componentes básicos anteriores, se pueden añadir según sea necesario al acero uno o más tipos de Mo, Ni, Cu y B. El Mo, Ni, Cu y B son elementos que mejoran la resistencia de la chapa de acero. Para obtener el efecto, la cantidad de Mo, la cantidad de Ni y la cantidad de Cu son cada una preferentemente 0,01% o más, y la cantidad de B es preferentemente 0,0003% o más. Además, en un caso en el que es necesario asegurar más la resistencia, los límites inferiores de la cantidad de Mo, la cantidad de Ni y la cantidad de Cu son más preferentemente 0,03%, 0,05% y 0,05%, respectivamente. De manera similar, la cantidad de B es preferentemente 0,0004% o más, más preferentemente 0,0005% o más, y lo más preferentemente 0,0006% o más. Por otra parte, cuando estos elementos químicos se añaden en exceso al acero, la resistencia se incrementa excesivamente, y hay casos en los que se degrada la ductilidad. En particular, cuando se añade B en exceso al acero para incrementar la templabilidad, la transformación de ferrita y la transformación de bainita comienzan tarde, y la velocidad de concentración de C en las fases de austenita disminuye. Además, en un caso en el que el Mo se ha añadido en exceso al acero, hay casos en los que se degrada la textura. Por lo tanto, en un caso en el que se necesita asegurar la ductilidad, es deseable controlar la cantidad de Mo, la cantidad de Ni, la cantidad de Cu, y la cantidad de B. Por lo tanto, el límite superior de la cantidad de Mo es preferentemente 0,3%, y más preferentemente 0,25%. Además, el límite superior de la cantidad de Ni es preferentemente 5%, más preferentemente 2%, aún más preferentemente 1%, y lo más preferentemente 0,3%. El límite superior de la cantidad de Cu es preferentemente 5%, más preferentemente 2%, aún más preferentemente 1%, y lo más preferentemente 0,3%. El límite superior de la cantidad de B es preferentemente 0,003%, más preferentemente 0,002%, aún más preferentemente 0,0015%, y lo más preferentemente 0,0010%.

También, además de los componentes básicos anteriores, se pueden añadir según sea necesario al acero uno o más tipos de Nb, Ti, V, y W. El Nb, Ti, V y W son elementos que forman finos carburos, nitruros o carbonitruros, y mejoran la resistencia de la chapa de acero. Por lo tanto, para asegurar más la resistencia, la cantidad de Nb, la cantidad de Ti, la cantidad de V y la cantidad de W son cada una preferentemente 0,01% o más, y más preferentemente 0,03% o más. Por otra parte, cuando estos elementos se añaden en exceso al acero, la resistencia se incrementa excesivamente tal que la ductilidad se degrada. Por lo tanto, los límites superiores de la cantidad de Nb, la cantidad de Ti, la cantidad de V y la cantidad de W son preferentemente 0,1%, 0,2%, 1,0%, y 1,0% respectivamente, y más preferentemente 0,08%, 0,17%, 0,17% y 0,17%, respectivamente.

Es más, además de los componentes básicos anteriores, se incluye preferentemente en el acero de 0,0001% a 0,05% de uno o más tipos de Ca, Mg, Zr y metales de tierras raras (REM). El Ca, Mg, Zr y REM tienen el efecto de controlar las formas de los sulfuros y óxidos para mejorar la ductilidad local y la expansión de agujeros. Para obtener el efecto, la cantidad de Ca, la cantidad de Mg, la cantidad de Zr y la cantidad de REM son cada una preferentemente 0,0001% o más, y más preferentemente 0,0005% o más. Por otra parte, cuando estos elementos se añaden en exceso al acero, la conformabilidad se deteriora. Por lo tanto, la cantidad de Ca, la cantidad de Mg, la cantidad de Zr y la cantidad de REM son cada una preferentemente 0,05% o menos, y más preferentemente 0,04% o menos. Además, en un caso en el que se añaden varios tipos de estos elementos al acero, la cantidad total de los elementos es más preferentemente de 0,0005% a 0,05%.

A continuación, se describirá la microestructura (estructura) de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia de la realización. La microestructura de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia de la realización necesita incluir austenita retenida. Además, la mayoría de la microestructura restante se puede clasificar en ferrita, bainita, martensita y martensita templada. De aquí en adelante, "%" que indica la cantidad de cada fase (microestructura) se refiere a un porcentaje de área (relación de área). Mientras tanto, dado que los carburos, tales como la cementita, están dispersados en una parte de las fases, el porcentaje de área de los carburos, tales como la cementita, no se evalúa en el porcentaje de área de la microestructura.

La austenita retenida incrementa la ductilidad, particularmente la elongación uniforme por medio de la plasticidad inducida por la transformación. Por lo tanto, la microestructura necesita incluir un 2% o más de austenita retenida en términos de porcentaje de área. Además, dado que la austenita retenida se transforma en martensita por medio de la conformación, la austenita retenida también contribuye a la mejora de la resistencia. Particularmente, en un caso en el que una cantidad relativamente grande de un elemento, tal como C, se añade al acero para asegurar la austenita retenida, el porcentaje de área de la austenita retenida es preferentemente 4% o más, más preferentemente 6% o más, y lo más preferentemente 8% o más.

Por otra parte, es más preferible un porcentaje de área más grande de austenita retenida. Sin embargo, para asegurar más del 30% de austenita retenida en términos de porcentaje de área, es necesario incrementar las cantidades de C y Si, y la soldabilidad o las propiedades de la superficie se degradan. Por lo tanto, el límite superior del porcentaje de área de austenita retenida es 30%. En un caso en el que la soldabilidad y las propiedades de la superficie necesitan ser aseguradas aún más, el límite superior del porcentaje de área de austenita retenida es preferentemente 20%, más preferentemente 17%, y lo más preferentemente 15%.

Además, el tamaño de la austenita retenida influye fuertemente en la estabilidad de la austenita retenida. Como resultado de estudios repetidos sobre la estabilidad de la austenita retenida en un intervalo de temperatura de 100°C a 250°C, los inventores encontraron que, cuando el tamaño medio de grano de la austenita retenida es de 5 μm o

menos, la austenita retenida se dispersa uniformemente en el acero y el efecto TRIP de la austenita retenida se pueden exhibir más efectivamente. Es decir, cuando el tamaño medio de grano de la austenita retenida se establece en 5 μm o menos, la elongación en un intervalo de temperatura de 100°C a 250°C se puede mejorar drásticamente incluso en un caso en el que la elongación es baja a temperatura ambiente. Por lo tanto, el tamaño medio de grano (diámetro medio de grano) de la austenita retenida es preferentemente 5 μm o menos, más preferentemente 4 μm o menos, aún más preferentemente 3,5 μm o menos, y lo más preferentemente 2,5 μm o menos.

Como tal, el tamaño medio de grano de la austenita retenida es preferentemente pequeño, pero el tamaño medio de grano depende de la temperatura de calentamiento y del tiempo de calentamiento durante el recocido, y de este modo es preferentemente 1 μm o más desde un punto de vista industrial.

Dado que la martensita es dura, la resistencia se puede asegurar. Sin embargo, cuando el porcentaje de área de martensita excede del 20%, la ductilidad es insuficiente y, por lo tanto, es necesario controlar el porcentaje de área de martensita para que sea del 20% o menos. Además, para asegurar aún más la conformabilidad, el porcentaje de área de martensita se controla preferentemente para que sea del 15% o menos, más preferentemente del 10% o menos, y más preferentemente del 7% o menos. Por otra parte, cuando se reduce la martensita, dado que la resistencia se degrada, el porcentaje de área de la martensita es preferentemente del 3% o más, más preferentemente del 4% o más, y lo más preferentemente del 5% o más.

La microestructura restante en la microestructura anterior incluye por lo menos una de ferrita, bainita y martensita templada. El porcentaje de área de las mismas no está particularmente limitado, pero está deseablemente en el siguiente intervalo de porcentaje de área en consideración del equilibrio entre la elongación y la resistencia.

La ferrita es una microestructura que es excelente en términos de ductilidad, pero la ferrita en exceso reduce la resistencia. Por lo tanto, para obtener un excelente equilibrio entre resistencia y ductilidad, el porcentaje de área de ferrita es preferentemente de 10% a 70%. El porcentaje de área de ferrita se controla según el nivel de resistencia objetivo. En un caso en el que se requiere ductilidad, el porcentaje de área de ferrita es más preferentemente del 15% o más, aún más preferentemente del 20% o más, y lo más preferentemente del 30% o más. Además, en un caso en el que se requiere resistencia, el porcentaje de área de ferrita es más preferentemente del 65% o menos, aún más preferentemente del 60% o menos, y lo más preferentemente del 50% o menos.

El tamaño medio de grano de ferrita es preferentemente de 10 μm o menos. Como tal, cuando el diámetro medio de grano de ferrita es de 10 μm o menos, la resistencia de una chapa de acero se puede incrementar sin degradar la elongación total y la elongación uniforme. Se considera que esto se debe a que, cuando se hace que los granos de ferrita sean finos, la microestructura se vuelve uniforme y, por lo tanto, las tensiones introducidas durante la formación se dispersan uniformemente, y la concentración de la tensión disminuye, de modo que se vuelve difícil que se rompa la chapa de acero. Además, en un caso en el que se necesita aumentar la resistencia mientras se mantiene la elongación, el tamaño medio de grano de la ferrita es más preferentemente de 8 μm o menos, aún más preferentemente de 6 μm o menos, y lo más preferentemente de 5 μm o menos. El límite inferior del tamaño medio de grano de la ferrita no está particularmente limitado. Sin embargo, el tamaño medio de grano de la ferrita es preferentemente de 1 μm o más, más preferentemente de 1,5 μm o más, y lo más preferentemente de 2 μm o más desde un punto de vista industrial en consideración a las condiciones de revenido.

Además, se requiere que la ferrita y la bainita concentren C en la austenita retenida y mejoren la ductilidad por medio del efecto TRIP. Para obtener una excelente ductilidad, el total de los porcentajes de área de ferrita y bainita es preferentemente del 10% al 70%. Cuando el total de los porcentajes de área de ferrita y bainita se cambia en un intervalo de 10% a 70%, es posible mantener una elongación favorable a temperatura ambiente y en un intervalo cálido y obtener de manera fiable una resistencia deseada. Para concentrar más C en la austenita retenida, la cantidad total de los porcentajes de área de ferrita y bainita es más preferentemente del 15% o más, aún más preferentemente del 20% o más, y lo más preferentemente del 30% o más. Además, para asegurar suficientemente la cantidad de austenita retenida en la microestructura final, la cantidad total de los porcentajes de área de ferrita y bainita es más preferentemente del 65% o menos, aún más preferentemente del 60% o menos, y más preferentemente del 50% o menos.

Además, la bainita (o ferrita bainítica) y la martensita templada pueden ser el resto (balance) de la microestructura final. Por lo tanto, el porcentaje de área total de bainita y martensita templada es preferentemente del 10% al 75%. Por lo tanto, en un caso en el que se requiere resistencia, el porcentaje de área total de bainita y martensita templada es preferentemente del 15% o más, aún más preferentemente del 20% o más, y lo más preferentemente del 30% o menos. Además, en un caso en el que se requiere ductilidad, el porcentaje de área total de bainita y martensita templada es más preferentemente del 65% o menos, aún más preferentemente del 60% o menos, y lo más preferentemente del 50% o menos. Entre ellas, dado que la bainita es una microestructura necesaria para concentrar C en austenita retenida (γ), la microestructura incluye preferentemente un 10% o más de bainita. Sin embargo, cuando la microestructura incluye una gran cantidad de bainita, la cantidad de ferrita que tiene características favorables de endurecimiento por trabajo disminuye, y la elongación uniforme disminuye, y por lo tanto el porcentaje de área de bainita es preferentemente del 75% o menos. Particularmente, en un caso en el que es necesario asegurar la cantidad de ferrita, el porcentaje de área de bainita es más preferentemente del 35% o menos.

Además, en un caso en el que se asegura más ductilidad templando la martensita que se forma en un procedimiento de fabricación, el porcentaje de área de martensita templada en la microestructura es preferentemente del 35% o menos, y más preferentemente del 20% o menos. Mientras tanto, el límite inferior del porcentaje de área de la martensita templada es del 0%.

5 Hasta ahora, se ha descrito la microestructura de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia de la realización, pero hay casos en los que, por ejemplo, del 0% al 5% de la perlita permanece en la microestructura cuando la cementita en la microestructura que se describirá a continuación se controla apropiadamente.

Además, se describirá la cementita en la microestructura de la chapa de acero de la realización.

10 Para mejorar el efecto TRIP y suprimir el crecimiento de grano de ferrita, el tamaño medio de partícula de la cementita debe ser de 0,01 μm a 1 μm . Como se describe anteriormente, el límite superior del tamaño medio de partícula de la cementita es preferentemente de 0,9 μm , más preferentemente de 0,8 μm , y lo más preferentemente de 0,7 μm . Además, el límite inferior del tamaño medio de partícula de la cementita es preferentemente de 0,02 μm , más preferentemente de 0,03 μm , y lo más preferentemente de 0,04 μm .

15 Mientras tanto, para concentrar suficientemente el C en austenita y prevenir que la cementita anterior actúe como un punto de partida del agrietamiento durante la expansión de agujeros, es necesario esferoidizar suficientemente la cementita en perlita. Por lo tanto, la cementita debe incluir del 30% al 100% de cementita que tiene una relación de aspecto (la relación de la longitud del eje largo a la longitud del eje corto de la cementita) de 1 a 3. En un caso en el que se requiera más expansión de agujeros, la relación numérica (relación de esferoidización) de las partículas de cementita que tienen una relación de aspecto de 1 a 3 a todas las partículas de cementita es preferentemente del 36% o más, más preferentemente del 42% o más, y lo más preferentemente del 48% o más. En un caso en el que es necesario reducir el coste del recocido necesario para la esferoidización de la cementita o las condiciones de fabricación son limitadas, el presente porcentaje es preferentemente del 90% o menos, más preferentemente del 83% o menos, y lo más preferentemente del 80% o menos.

25 Dado que tal cementita esferoidizada (cementita esferoidizada no disuelta) permanece en la austenita durante la transformación inversa, y algunas de ellas suprimen el crecimiento de grano de ferrita, la cementita esferoidizada está presente dentro de los granos de austenita retenida o en los bordes de grano de ferrita.

30 Aquí, por ejemplo, hay casos en los que la cementita que no se forma directamente a partir de perlita (cementita en forma de película formada en las interfaces de ferrita bainítica o cementita en ferrita bainítica) provoca el agrietamiento del borde de grano. Por lo tanto, es deseable reducir la cementita que no se forma directamente de la perlita tanto como sea posible.

35 Además, la cantidad de cementita esferoidizada en la microestructura cambia según los componentes químicos y las condiciones de fabricación, y de este modo no está particularmente limitada. Sin embargo, para mejorar el efecto de fijación que suprime el crecimiento de grano de la ferrita, se incluyen preferentemente 0,003 o más partículas de cementita que tienen una relación de aspecto de 1 a 3 por micrómetro cuadrado. En un caso en el que el efecto de fijación necesita ser mejorado, el número de partículas de cementita esferoidizadas incluidas por micrómetro cuadrado es más preferentemente 0,005 o más, aún más preferentemente 0,007 o más, y lo más preferentemente 0,01 o más. Además, en un caso en el que es necesario concentrar más C en austenita, el número de partículas de cementita esferoidizadas incluidas por micrómetro cuadrado es preferentemente 0,12 o menos, más preferentemente 0,1 o menos, aún más preferentemente 0,08 o menos, y lo más preferentemente 0,06 o menos.

40 Además, en un caso en el que es necesario asegurar una elongación uniforme alta en todas las direcciones de la superficie de la chapa sin provocar anisotropía en el plano, es deseable controlar la distribución de orientación del cristal (textura) de la austenita retenida. En este caso, la austenita es estable con respecto a la deformación en una orientación $\langle 100 \rangle$ del cristal y, por lo tanto, las orientaciones de cristal que incluyen $\langle 100 \rangle$ están dispersadas uniformemente en la superficie de la chapa.

45 Con respecto a las orientaciones de los cristales, generalmente, una orientación perpendicular a una superficie de chapa está representada por $\{hkl\}$ o $\{hkl\}$, y una orientación paralela a una dirección de laminación está representada por $\{uvw\}$ o $\langle uvw \rangle$. $\{hkl\}$ y $\langle uvw \rangle$ son términos colectivos para superficies equivalentes, y $[hkl]$ y $[uvw]$ indican superficies cristalinas individuales. Mientras tanto, en la descripción de las orientaciones de los cristales, se usan las expresiones anteriores de $\{hkl\}$ y $\langle uvw \rangle$. Se sabe que, entre las orientaciones de los cristales que se desarrollan en las fases de austenita, las orientaciones que incluyen una orientación $\langle 100 \rangle$ en la superficie de la chapa incluyen una orientación $\{100\} \langle 001 \rangle$ para la cual la orientación de la superficie de la chapa es $\{100\}$ y un grupo de orientaciones de $\{110\} \langle 111 \rangle$ a $\{110\} \langle 001 \rangle$ (grupo de orientaciones $\{110\}$) para el que la orientación de la superficie de la chapa es $\{110\}$. En el caso de la orientación $\{100\} \langle 001 \rangle$, la orientación $\langle 001 \rangle$ se alinea en una dirección paralela a la dirección de laminación y una dirección paralela a la dirección de la anchura de la chapa. Por lo tanto, cuando se incrementa la austenita retenida en la orientación anterior, se incrementa la estabilidad de la austenita con respecto a la deformación en la dirección de laminación y la dirección de la anchura de la chapa, y se incrementa la elongación uniforme en la dirección. Sin embargo, dado que la elongación uniforme, por ejemplo, en una dirección girada 45° hacia la dirección de la anchura de la chapa desde la dirección de laminación (dirección a

45°) no mejora, cuando se desarrolla fuertemente la orientación anterior, se exhibe anisotropía en una elongación uniforme. Mientras tanto, en el caso del grupo de orientaciones {110}, está presente una orientación <100> paralela a la superficie de la chapa con respecto a cada una de las orientaciones incluidas en el grupo de orientaciones. Por ejemplo, en el caso de la orientación {110} <111>, la orientación <100> se enfrenta a una dirección girada 55° hacia la dirección de la anchura de la chapa desde la dirección de laminación (dirección a 55°). Por lo tanto, cuando se incrementa la austenita retenida en la orientación anterior, se incrementa la elongación uniforme en la dirección de 55°.

Los hechos anteriores muestran que la elongación uniforme mejora cuando se incrementa la relación de intensidad de la orientación anterior o del grupo de orientaciones. Para incrementar suficientemente la elongación uniforme, un parámetro $2X + Y$ mostrado en la siguiente ecuación (7) es preferentemente mayor de 4. Cuando el parámetro $2X + Y$ es 4 o menos, las orientaciones no están frecuentemente presentes como un grupo de orientaciones del cristal, y es difícil obtener un efecto de estabilizar suficientemente la austenita mediante el control de las orientaciones de los cristales. Desde el punto de vista anterior, el parámetro $2X + Y$ es preferentemente 5 o más. Mientras tanto, cuando la textura de las fases de austenita se desarrolla, y la relación de intensidad de la misma se incrementa excesivamente, hay una tendencia en la que la relación de intensidad de un grupo de orientaciones de {110} <111> a {110} <112> entre el grupo de orientaciones de {110} <111> a {110} <001> se incrementa. Como resultado, solo mejora la elongación uniforme en una dirección de 45°, y es probable que se exhiba una anisotropía. Desde el punto de vista anterior, el parámetro $2X + Y$ en la siguiente ecuación (7) es preferentemente menor de 10, y más preferentemente 9 o menos.

$$4 < 2X + Y < 10 \dots (7)$$

Aquí,

X se refiere a un valor medio de las relaciones de intensidad aleatoria de las fases de austenita (fases de austenita retenida) en la orientación {100} <001> en una posición de medio grosor de una chapa (la porción central), y

Y se refiere a un valor medio de las relaciones de intensidad aleatoria de las fases de austenita (fases de austenita retenida) en el grupo de orientaciones de {110} <111> a {110} <001> en una posición de medio grosor de una chapa (la porción central).

Además, desde el punto de vista de suprimir la exhibición de anisotropía, {110} <111> / {110} <001> que es una relación de la relación de intensidad aleatoria de la orientación {110} <111> a la relación de intensidad aleatoria de la orientación {110} <001> se suprime preferentemente para ser 3,0 o menos, y preferentemente 2,8 o menos. El límite inferior de la {110} <111> / {110} <001> no está particularmente limitado, y puede ser 0,1.

Cada valor medio de las relaciones de intensidad aleatoria de la orientación {100} <001>, la orientación {110} <111>, la orientación {110} <001> y la relación de intensidad aleatoria del grupo de orientaciones de {110} <111> a {110} <001> se puede obtener las funciones de distribución de la orientación (de aquí en adelante, ODF) que indican texturas tridimensionales. Una ODF se calcula mediante el método de expansión en serie basado en las proyecciones estereoscópicas de {200}, {311} y {220} de la fase de austenita medida por medio de difracción de rayos X. Mientras tanto, la relación de intensidad aleatoria se refiere a un valor numérico obtenido midiendo las intensidades de rayos X de una muestra estándar que no tiene acumulación en una orientación específica y una muestra de ensayo en las mismas condiciones por difracción de rayos X o similares, y dividiendo la intensidad de rayos X obtenida de la muestra de ensayo entre la intensidad de rayos X de la muestra estándar.

La FIG. 4 muestra la ODF de una sección transversal para la que ϕ_2 es 45°. En la FIG. 4, la textura tridimensional se muestra mediante la notación Bunge usando funciones de distribución de orientación. Además, el ángulo de Euler ϕ_2 se establece en 45°, y (hkl) [uvw], que es una orientación específica, se expresa usando un ángulo de Euler ϕ_1 , Φ de las funciones de distribución de orientación. Por ejemplo, como se muestra por los puntos en el eje con $\Phi = 90^\circ$ en la FIG. 4, el grupo de orientaciones de {110} <111> a {110} <001> se expresa en un intervalo en el que se cumplen $\phi_1 = 35^\circ$ a 90° , $\Phi = 90^\circ$ y $\phi_2 = 45^\circ$. Por ello, el valor medio de las relaciones de intensidad aleatoria del grupo de orientaciones de {110} <111> a {110} <001> se puede obtener promediando las relaciones de intensidad aleatoria en un intervalo en el que ϕ_1 está en un intervalo de 35° a 90° .

Mientras tanto, como se describe anteriormente, la orientación del cristal se expresa generalmente usando (hkl) o {hkl} para una orientación perpendicular a una superficie de chapa y [uvw] o <uvw> para una orientación paralela a una dirección de laminación. {hkl} y <uvw> son términos colectivos para superficies equivalentes, y (hkl) y [uvw] indican superficies de cristal individuales. Aquí, dado que la materia es una estructura cúbica centrada en la cara (de aquí en adelante denominada estructura f.c.c.), por ejemplo, los planos (111), (-111), (1-11), (11-1), (-1-11), (-11-1), (1-1-1) y (-1-1-1) son todos equivalentes, y estos planos no se pueden diferenciar. En tal caso, esas orientaciones se denominan colectivamente {111}. Sin embargo, dado que la ODF también se usa para expresar orientaciones de una estructura de cristal que tiene una simetría baja, generalmente, las orientaciones se expresan en un intervalo de ϕ_1 de 0° a 360° , Φ de 0° a 180° , y ϕ_2 de 0° a 360° , y las orientaciones individuales se expresan mediante (hkl) [uvw]. Sin embargo, aquí, dado que la materia es una estructura f.c.c. que tiene una alta simetría, Φ y ϕ_2 se expresan en un intervalo de 0° a 90° . Además, el intervalo de ϕ_1 cambia dependiendo de si se tiene en cuenta o no la simetría debida

a la deformación cuando se lleva a cabo el cálculo, pero ϕ_1 se expresa de 0° a 90° en consideración de la simetría. Es decir, se selecciona un método en el que el valor medio de las mismas orientaciones que tienen ϕ_1 de 0° a 360° se expresa en una ODF que tiene ϕ_1 de 0° a 90° . En este caso, $(hkl) [uvw]$ y $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ tienen el mismo significado. Por lo tanto, por ejemplo, la relación de intensidad aleatoria de rayos X (relación de intensidad aleatoria) de $(110) [1-11]$ de una ODF en una sección transversal que tiene ϕ_2 de 45° , que se muestra en la FIG. 1, es la relación de intensidad aleatoria de rayos X de una orientación $\{110\} \langle 111 \rangle$

La muestra para difracción de rayos X se prepara de la siguiente manera. Una chapa de acero se pule hasta una posición predeterminada en la dirección del grosor de la chapa por medio de un método de pulido, tal como el pulido mecánico o el pulido químico, la superficie de la chapa de acero se termina para que sea una superficie especular mediante pulido, a continuación, las deformaciones se retiran por medio de un método de pulido, tal como el pulido electrolítico o el pulido químico, y, al mismo tiempo, una porción de mitad del grosor (una porción central del grosor de la chapa) se ajusta para que sea una superficie de medida. En el caso de una chapa laminada en frío, la textura en el grosor de la chapa (dirección del espesor de la chapa) no se considera que cambie significativamente. Sin embargo, dado que la proximidad de la superficie del grosor de la lámina es posible que esté influida por la cizalladura debido a la laminación o descarburación, y tiene una mayor posibilidad de un cambio en la microestructura de la chapa de acero, la medida se lleva a cabo en la porción de medio grosor. Mientras tanto, dado que es difícil llevar a cabo medidas en una superficie que es exactamente el centro del grosor de la chapa como la porción de medio grosor, la muestra se puede preparar de manera que la superficie de medida se incluya en un intervalo del 3% del grosor de la chapa desde la posición objetivo. En un caso en el que se produce segregación central, la posición de medida se puede desplazar a una porción en la que la segregación no tiene influencia. Además, en un caso en el que la medida por difracción de rayos X es difícil, se pueden llevar a cabo un número estadísticamente suficiente de medidas mediante un método de patrón de retrodispersión de electrones EBSP (por sus siglas en inglés) o un método de patrón de canalización de electrones ECP (por sus siglas en inglés).

Se encuentra que el índice de anisotropía Δu_{EL} de la elongación uniforme se reduce, por ejemplo, controlando la textura (parámetro $2X + Y$) de una chapa de acero como se muestra en la FIG. 5. El índice de anisotropía Δu_{EL} de la elongación uniforme se refiere a la desviación máxima (diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo) de la elongación uniforme en un caso en el que se realizan ensayos de tracción en muestras de ensayo de tracción (muestras de ensayo de tracción JIS No. 5) que tienen diferentes direcciones de muestreo (la dirección de tracción en los ensayos de tracción) en la superficie de la chapa.

A continuación, se describirá una realización de un método para fabricar la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia de la presente invención. La FIG. 6 muestra un diagrama de flujo del método de fabricación de la chapa de acero de alta resistencia de la realización. Las flechas discontinuas en el diagrama de flujo muestran condiciones opcionales preferibles.

En la realización, el acero preparado y fundido por un método ordinario (acero fundido) se cuele, y el desbaste plano obtenido se lamina en caliente, y el decapado, laminación en frío y el recocido se llevan a cabo en una chapa de acero laminado en caliente obtenida. La laminación en caliente se puede realizar en una línea de laminación en caliente continua normal, y el recocido después de la laminación en frío se puede llevar a cabo en una línea de recocido continuo. Además, se puede llevar a cabo una pasada de relaminación en una chapa de acero laminado en frío.

Además del acero fundido por un método ordinario de alto horno, se puede usar como acero fundido acero en el que se usa una gran cantidad de chatarra, tal como acero de horno eléctrico. El desbaste plano se puede fabricar por medio de un procedimiento de fundición continua ordinario o fundición de desbaste plano delgado

Mientras tanto, después de la fundición, el desbaste plano se puede laminar en caliente tal como está. Sin embargo, antes de la laminación en caliente, el desbaste plano se puede enfriar, en primer lugar, a 1.000°C o menos (preferentemente a 950°C o menos), y a continuación recalentar a 1.000°C o más para homogeneizar. Para homogeneizar suficientemente el desbaste plano y prevenir de manera fiable la degradación de la resistencia, la temperatura de recalentamiento es preferentemente de 1.100°C o más. Además, con el fin de evitar que el tamaño de grano de la austenita antes de la laminación en caliente aumente extremadamente, la temperatura de recalentamiento es preferentemente de 1.300°C o inferior.

Si la temperatura de acabado de la laminación en caliente es demasiado alta cuando el desbaste plano se lamina en caliente, la cantidad de incrustaciones formadas se incrementa y la calidad de la superficie y la resistencia a la corrosión del producto se ven afectadas negativamente. Además, hay casos en los que el tamaño de grano de la austenita se vuelve más grueso para reducir la fracción de fases de ferrita y degradar la ductilidad. Además, dado que el tamaño de grano de la austenita se vuelve grueso, los tamaños de grano de ferrita y perlita también se vuelven gruesos. Por lo tanto, la temperatura de acabado de la laminación en caliente es preferentemente de 1.000°C o inferior, y más preferentemente de 970°C o inferior. Además, para prevenir la formación de ferrita deformada y mantener formas de chapa de acero favorables, la laminación en caliente se necesita realizar a una temperatura a la cual se pueda mantener la microestructura de una fase monofásica de austenita, es decir, una temperatura de acabado de 820°C o superior. Además, para evitar de forma fiable la laminación en una región bifásica en la que se forma ferrita en austenita, la laminación en caliente se lleva a cabo preferentemente a una

temperatura de acabado de 850°C o superior.

En este momento, para refinar la austenita retenida en la chapa de acero finalmente obtenida, es efectivo refinar la microestructura (tamaño de grano de la austenita) en la chapa de acero durante la laminación en caliente. Por lo tanto, el total de la reducción del grosor de las dos últimas etapas en la laminación en caliente es preferentemente del 15% o más. Como tal, en un caso en el que el total de la reducción del grosor de las dos últimas etapas es del 15% o más, la microestructura (por ejemplo, ferrita o perlita) de la chapa de acero laminado en caliente puede ser suficientemente refinada, y la microestructura de la chapa de acero se vuelve uniforme, de modo que se puede incrementar la elongación en un intervalo de temperatura de 100°C a 250°C. En un caso en el que la austenita retenida necesita refinarse aún más, el total de la reducción del grosor de las dos últimas etapas (las dos últimas pasadas) es más preferentemente del 20% o más. Además, para mantener formas de chapa de acero favorables y reducir las cargas en los rodillos de laminación, el total de la reducción del grosor de las dos últimas etapas (las dos últimas pasadas) puede ser del 60% o menos.

En la realización, una perla fina se asegura en la chapa de acero laminado en caliente controlando la temperatura de bobinado y la velocidad de enfriamiento (velocidad de enfriamiento después de la laminación en caliente) antes y después del bobinado. Es decir, como se muestra en las siguientes ecuaciones de (8) a (11), una primera velocidad media de enfriamiento CR1 (°C/s) de 750°C a 650°C es de 15°C/s a 100°C/s, una segunda velocidad media de enfriamiento CR2 (°C/s) de 650°C a la temperatura de bobinado CT (°C) es de 50°C/s o menos, una tercera velocidad media de enfriamiento CR3 (°C/s) desde después del bobinado hasta 150°C es 1°C/s o menos, la temperatura de bobinado CT (°C) y la primera velocidad media de enfriamiento CR1 (°C/s) satisfacen la siguiente ecuación (11)

$$15 \leq CR1 \dots (8)$$

$$CR2 \leq 50 \dots (9)$$

$$CR3 \leq 1 \dots (10)$$

$$1.500 \leq CR1 \times (650 - CT) \leq 15.000 \dots (11)$$

Aquí, en un caso en el que la primera velocidad media de enfriamiento CR1 es menos de 15°C/s, se incrementa una perlita gruesa, y la cementita gruesa permanece en la chapa de acero laminado en frío. En un caso en el que es necesario refinar más la perlita y acelerar adicionalmente la disolución de la cementita durante el recocido, la primera velocidad media de enfriamiento CR1 es preferentemente 30°C/s. Sin embargo, en un caso en el que la primera velocidad media de enfriamiento CR1 excede de 100°C/s, es difícil controlar las subsecuentes velocidades de enfriamiento. Como tal, es necesario mantener la velocidad la velocidad de enfriamiento (la primera velocidad media de enfriamiento CR1) en la zona frontal de enfriamiento a un alto nivel durante el enfriamiento después de la laminación en caliente. En la zona frontal de enfriamiento, la chapa de acero laminado en caliente se enfría a una temperatura entre la temperatura de acabado y la temperatura de bobinado de modo que la estructura de la chapa de acero se vuelve suficientemente uniforme. Además, en un caso en el que la segunda velocidad media de enfriamiento CR2 excede de 50°C/s, la transformación no avanza fácilmente y, por lo tanto, la bainita y la perlita fina no se forman fácilmente en la chapa de acero laminado en caliente. De manera similar, también en un caso en el que la tercera velocidad media de enfriamiento CR3 excede de 1°C/s, la transformación no avanza fácilmente y, por lo tanto, la bainita y la perlita fina no se forman fácilmente en la chapa de acero laminado en caliente. En tales casos, es difícil asegurar la cantidad necesaria de austenita en la chapa de acero laminado en frío. Además, los límites inferiores de la segunda velocidad media de enfriamiento CR2 y la tercera velocidad media de enfriamiento CR3 no están particularmente limitados, pero son preferentemente de 0,001°C/s o más, más preferentemente de 0,002°C/s o más, aún más preferentemente de 0,003°C/s o más, y lo más preferentemente de 0,004°C/s desde el punto de vista de la productividad. Adicionalmente, en un caso en el que CR1 x (650 - CT) en la ecuación (11) es menor que 1.500, el área media de perlita en la chapa de acero laminado en caliente aumenta, y la cementita gruesa permanece en la chapa de acero laminado en frío. En un caso en el que CR1 x (650 - CT) excede de 15.000, la perlita no se forma fácilmente en la chapa de acero laminado en caliente, y por lo tanto es difícil asegurar la cantidad necesaria de austenita en la chapa de acero laminado en frío.

Como tal, es necesario mantener la velocidad de enfriamiento (la primera velocidad media de enfriamiento CR1) en la zona de enfriamiento frontal en un nivel alto durante el enfriamiento después de la laminación en caliente. En la zona de enfriamiento frontal, la chapa de acero laminado en caliente se enfría a una temperatura entre la temperatura de acabado y la temperatura de bobinado, de modo que la microestructura de la chapa de acero se vuelve suficientemente uniforme.

Además, la temperatura de bobinado CT después del enfriamiento en la zona media de enfriamiento (enfriamiento a la segunda velocidad media de enfriamiento CR2) es importante. Para refinar la microestructura de la chapa de acero laminado en frío, es necesario establecer la temperatura de bobinado CT en un intervalo de 350°C a 600°C mientras se satisface la ecuación anterior (11). Es decir, la temperatura de bobinado CT se puede determinar en el intervalo que se muestra en la FIG. 7 según la primera velocidad de enfriamiento CR1. Mientras tanto, la temperatura de bobinado es una temperatura media de la chapa de acero durante el bobinado.

Aquí, cuando la temperatura de bobinado CT llega a ser inferior a 350°C, la microestructura de la chapa de acero laminado en caliente incluye principalmente martensita, y la carga de laminación en frío aumenta. Por otra parte, cuando la temperatura de bobinado excede de 600°C, la perlita gruesa aumenta, el tamaño medio de grano de la ferrita en la chapa de acero laminado en frío aumenta, y el equilibrio entre la resistencia y la expansión de agujeros se vuelve bajo.

Para disminuir más la carga de laminación en frío, la temperatura de bobinado CT es preferentemente de 360°C o más, más preferentemente de 370°C o más, y lo más preferentemente de 380°C o más. Además, en un caso en el que la microestructura de la chapa de acero laminado en frío necesita ser refinada más, la temperatura de bobinado CT es preferentemente de 580°C o inferior, más preferentemente de 570°C o inferior, y lo más preferentemente de 560°C o inferior.

Como se describe anteriormente, en la realización, la chapa de acero laminado en caliente se enfría a la primera velocidad media de enfriamiento CR1 de 750°C a 650°C, se enfría a la segunda velocidad media de enfriamiento CR2 desde 650°C hasta la temperatura de bobinado CT, se bobina a la temperatura CT de bobinado y se enfría a la tercera velocidad media de enfriamiento CR3 desde después del bobinado hasta 150°C.

Durante la laminación en frío, se requiere una reducción del grosor del 30% o más para refinar la microestructura después del recocido. Por otra parte, cuando la reducción del grosor de la laminación en frío supera el 85%, la carga de laminación en frío aumenta debido al endurecimiento por trabajo, y la productividad se deteriora. Por lo tanto, la reducción del grosor de laminación en frío está en un intervalo de 30% a 85%. Mientras tanto, en un caso en el que la microestructura necesita refinarse más, la reducción del grosor es preferentemente del 35% o más, más preferentemente del 40% o más, y lo más preferentemente del 45% o más. En un caso en el que es necesario disminuir más la carga de la laminación en frío u optimizar la textura, la reducción del grosor es preferentemente del 75% o menos, más preferentemente del 65% o menos, y lo más preferentemente del 60% o menos.

Después de la laminación en frío, la chapa de acero se recuece. En la realización, para controlar la microestructura de la chapa de acero, la temperatura de calentamiento de la chapa de acero durante el recocido y las condiciones de enfriamiento de la chapa de acero después del recocido son extremadamente importantes

Cuando la chapa de acero se calienta durante el recocido, la microestructura deformada formada debido a la laminación en frío se recrystaliza, y los formadores de austenita, tales como el C, se concentran en la austenita. En la realización, la temperatura de calentamiento durante el recocido se establece en una temperatura a la que coexisten ferrita y austenita (del punto A_{c1} al punto A_{c3}).

Cuando la temperatura de calentamiento durante el recocido es inferior a 750°C, la microestructura no está suficientemente recrystalizada y no se puede obtener suficiente ductilidad. Para mejorar de manera más fiable la ductilidad por medio de la recrystalización, la temperatura de calentamiento durante el recocido es preferentemente de 755°C o más, más preferentemente de 760°C o más, y lo más preferentemente de 765°C o más. Por otra parte, cuando la temperatura de calentamiento durante el recocido excede de 900°C, la austenita aumenta y los formadores de austenita, como el C, no se concentran suficientemente. Para evitar una transformación inversa excesiva y concentrar más efectivamente los formadores de austenita, la temperatura de calentamiento durante el recocido es preferentemente de 890°C o más baja, más preferentemente de 880°C o más baja, y lo más preferentemente de 870°C o más baja. Como resultado, la estabilidad de la austenita se deteriora y se vuelve difícil asegurar la austenita retenida después del enfriamiento. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento durante el recocido es de 750°C a 900°C.

El tiempo (tiempo de calentamiento) durante el que la chapa de acero calentada a una temperatura de recocido de 750°C a 900°C se mantiene en un intervalo de temperatura de 750°C a 900°C debe satisfacer la ecuación (4) anterior para disolver suficientemente la cementita para asegurar la cantidad de C en la austenita. Mientras tanto, en la ecuación (4), T (°C) se refiere a la temperatura media de calentamiento durante el recocido, y t (s) se refiere al tiempo de calentamiento durante el recocido. Aquí, la temperatura media de calentamiento T (°C) durante el recocido es la temperatura media de la chapa de acero, mientras la chapa de acero se calienta y se mantiene en un intervalo de temperatura de 750°C a 900°C. Además, el tiempo de calentamiento t (s) durante el recocido es el tiempo durante el que la chapa de acero se calienta y se mantiene en un intervalo de temperatura de 750°C a 900°C.

Es decir, durante el recocido, el parámetro de recocido P necesita ser de más de 110 a menos de 2.200. Como se describe anteriormente, el parámetro de recocido P es preferentemente más de 130, más preferentemente más de 140, y lo más preferentemente más de 150. Además, el parámetro de recocido P es preferentemente menos de 2.100, más preferentemente menos que 2.000, y lo más preferentemente menos de 1.900.

Mientras tanto, en un caso en el que es necesario asegurar una alta elongación uniforme en cualquier dirección en la superficie de la chapa sin provocar anisotropía en el plano, es deseable controlar el calentamiento durante el recocido además de la temperatura de bobinado CT, la reducción de grosor de la laminación en frío, y las condiciones de recocido. Es decir, la velocidad media de calentamiento se controla preferentemente para que se convierta en de 0,1°C/s a 7°C/s en un intervalo de 600°C a 680°C en el calentamiento durante el recocido. La recrystalización se acelera significativamente disminuyendo la velocidad de calentamiento en el intervalo de

5 temperatura e incrementando el tiempo de mantenimiento. Como resultado, la textura de la austenita retenida mejora. Sin embargo, en una instalación ordinaria, es extremadamente difícil controlar que la velocidad de calentamiento sea extremadamente lenta, y no se pueden esperar efectos especiales. Por lo tanto, desde el punto de vista de la productividad, la velocidad media de calentamiento es más preferentemente de 0,3°C/s o más. Cuando la velocidad media de calentamiento es grande, es probable que la anisotropía se deba a la textura de la austenita retenida, mientras que la recristalización de la ferrita no es suficientemente completa. Por lo tanto, la velocidad media de calentamiento es más preferentemente de 5°C/s o menos, aún más preferentemente de 3°C/s o menos, y lo más preferentemente de 2,5°C/s o menos.

10 La chapa de acero que se recuece a una temperatura de recocido de 750°C a 900°C se enfría a un intervalo de temperatura de 300°C a 500°C a una velocidad media de enfriamiento en un intervalo de 3°C/s a 200°C/s. Cuando la velocidad media de enfriamiento es inferior a 3°C/s, se forma perlita en la chapa de acero laminado en frío. Por otra parte, cuando la velocidad media de enfriamiento excede de 200°C/s, se hace difícil controlar la temperatura de detención del enfriamiento. Para congelar la microestructura y proceder efectivamente con la transformación de bainita, la velocidad media de enfriamiento es preferentemente de 4°C/s o más, más preferentemente de 5°C/s o más, y lo más preferentemente de 7°C/s o más. Además, para controlar más apropiadamente la temperatura de detención del enfriamiento para prevenir de manera más fiable la precipitación de cementita, la velocidad media de enfriamiento es preferentemente de 100°C/s o menos, más preferentemente de 80°C/s o menos, y lo más preferentemente de 60°C/s o menos.

20 El enfriamiento de la chapa de acero se detiene, y la chapa de acero se mantiene en un intervalo de temperatura de 300°C a 500°C durante de 15 segundos a 1.200 segundos, y a continuación se enfría. Mantener la chapa de acero en un intervalo de temperatura de 300°C a 500°C forma bainita, previene la precipitación de cementita y suprime una disminución en la cantidad de C disuelto en la austenita retenida. Cuando la transformación de bainita se acelera como se describe anteriormente, se puede asegurar el porcentaje de área de austenita retenida.

25 Cuando la temperatura de mantenimiento excede de 500°C, se forma perlita. Por otra parte, cuando la temperatura de mantenimiento es inferior a 300°C, hay casos en los que se produce la transformación de martensita y la transformación de bainita no se realiza de manera suficiente. Además, cuando el tiempo de mantenimiento es inferior a 15 segundos, la transformación de bainita no avanza lo suficiente y se vuelve difícil asegurar la austenita retenida. Por otra parte, cuando el tiempo de mantenimiento excede de 1.200 segundos, la productividad se degrada, se precipita cementita y la ductilidad se degrada.

30 Para provocar una transformación de bainita más apropiada, la temperatura de mantenimiento es preferentemente de 330°C o más, más preferentemente de 350°C o más, y lo más preferentemente de 370°C o más. Además, para prevenir de manera más fiable la formación de perlita, la temperatura de mantenimiento es preferentemente de 480°C o más baja, más preferentemente de 460°C o más baja, y lo más preferentemente de 440°C o más baja.

35 De manera similar, para provocar una transformación de bainita más apropiada, el tiempo de mantenimiento es preferentemente de 30 segundos o más, más preferentemente de 40 segundos o más, y lo más preferentemente de 60 segundos o más. Además, para prevenir la precipitación de cementita tanto como sea posible, el tiempo de mantenimiento es preferentemente de 1.000 segundos o menos, más preferentemente de 900 segundos o menos, y lo más preferentemente de 800 segundos o menos.

40 El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia de la realización también se puede aplicar a una chapa de acero revestida. Por ejemplo, en un caso en el que el método se aplica a una chapa de acero galvanizado, la chapa de acero que se ha mantenido a entre 300°C y 500°C se sumerge en un baño de galvanización por inmersión en caliente. La temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente es frecuentemente de 450°C a 475°C desde el punto de vista de la productividad. Además, por ejemplo, en un caso en el que el método se aplica a una chapa de acero galvanizada, también es posible recocer una chapa de acero que se ha sumergido en un baño de galvanizado por inmersión en caliente para la aleación. Sin embargo, en un caso en el que la temperatura de aleación no es apropiada, hay casos en los que la resistencia a la corrosión se degrada debido a una aleación insuficiente o una aleación excesiva. Por lo tanto, para llevar a cabo una aleación apropiada mientras se mantiene la microestructura de un acero base, una aleación de un revestimiento se lleva a cabo preferentemente en un intervalo de 400°C a 600°C. Para llevar a cabo la aleación de manera más suficiente, la temperatura de aleación es más preferentemente de 480°C o más, aún más preferentemente de 500°C o más, y lo más preferentemente de 520°C o más. Además, para asegurar la adhesión del revestimiento mientras se mantiene de manera más fiable la microestructura de un acero base, la temperatura de aleación es más preferentemente de 580°C o más baja, aún más preferentemente de 570°C o más baja, y lo más preferentemente de 560°C o más baja.

Ejemplos

55 La presente invención se describirá en base a ejemplos, pero las condiciones en los ejemplos son simplemente un ejemplo de las condiciones empleadas para confirmar la viabilidad y los efectos de la presente invención, y la presente invención no está limitada al ejemplo de las condiciones. La presente invención puede emplear varias condiciones dentro del alcance del significado de la presente invención con tal de que se pueda conseguir el objetivo de la invención.

ES 2 706 879 T3

5

Se fundieron y prepararon aceros de A a V (los componentes químicos de los ejemplos) y acero de a a g (los componentes químicos de los ejemplos comparativos) que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1, las chapas de acero obtenidas después del enfriamiento y la solidificación se recalentaron a 1.200°C y se procesaron en las condiciones mostradas en las Tablas 2 a 5 (laminación en caliente, laminación en frío, recocido y similares), fabricando por ello chapas de acero de A1 a V1 y de a1 a g1. Se llevó a cabo una pasada de relaminación del 0,5% de cada una de las chapas de acero recocido con el fin de suprimir la elongación en el límite de fluencia.

Tabla 1

Acero	C	Si	Mn	P	S	N	A1	Cr	Mo	Ni	W	V	Cu	Otros
	% en masa													
A	0,16	2,3	2,7	0,006	0,002	0,002	0,04	-	-	0,5	-	-	0,5	-
B	0,18	1,2	1,7	0,007	0,003	0,002	0,03	-	-	-	-	-	-	Ca:0,003
C	0,11	1,2	1,5	0,006	0,001	0,002	0,034	-	-	-	-	-	-	REM:0,005
D	0,22	1,2	2,2	0,007	0,002	0,003	0,05	-	-	-	-	-	-	-
E	0,19	1,3	1,8	0,007	0,003	0,002	0,04	-	-	-	-	-	-	-
F	0,3	1,3	1,9	0,006	0,001	0,002	0,05	-	-	-	-	-	-	-
G	0,12	1,3	1,6	0,008	0,001	0,002	0,05	-	-	-	-	-	-	-
H	0,18	1,8	2,5	0,007	0,003	0,003	0,04	-	-	-	-	-	-	-
I	0,22	1,8	2,5	0,007	0,003	0,003	0,03	-	-	-	-	-	-	-
J	0,38	1,5	2,1	0,006	0,002	0,002	0,04	-	-	-	0,6	0,2	-	-
K	0,25	1,5	2,9	0,008	0,003	0,005	0,01	-	-	-	-	-	-	Nb:0,05,Mg:0,004
L	0,15	0,06	1,5	0,006	0,002	0,003	0,6	-	0,12	-	-	-	-	-
M	0,18	0,1	2,5	0,007	0,003	0,002	0,1	-	-	-	-	-	-	Ca:0,003
N	0,2	0,4	2,4	0,006	0,001	0,003	0,03	-	-	-	-	-	-	REM:0,005
O	0,22	0,5	2	0,007	0,002	0,002	2,3	-	-	-	-	-	-	B:0,005
P	0,22	0,15	1,3	0,007	0,003	0,002	1	-	0,145	-	-	-	-	Ti:0,02,Nb:0,02
Q	0,25	0,5	1,9	0,006	0,002	0,002	0,9	-	0,14	-	-	-	-	-
R	0,3	0,4	1,2	0,008	0,003	0,002	0,03	-	-	-	-	-	-	Ti:0,07
S	0,3	0,07	1,6	0,006	0,001	0,003	1,4	-	0,25	-	-	-	-	-
T	0,25	0,5	1,7	0,007	0,001	0,004	1,4	-	0,15	-	-	-	-	-
U	0,22	0,09	0,7	0,006	0,002	0,002	1,1	0,3	0,1	-	-	0,2	-	-
V	0,22	0,1	1,4	0,04	0,018	0,003	1,1	-	0,2	-	-	-	-	Zr:0,005
a	<u>0,42</u>	1,55	2	0,006	0,001	0,002	0,03	-	-	-	-	-	-	-
b	<u>0,05</u>	1,2	2	0,007	0,001	0,003	0,035	-	-	-	-	-	-	-
c	0,22	1,2	1,25	<u>0,06</u>	<u>0,04</u>	0,003	0,04	-	0,2	-	-	-	-	-
d	0,25	3	1	0,006	0,001	0,0025	0,04	-	0,22	-	-	-	-	-
e	0,25	1,15	<u>6</u>	0,007	0,001	0,004	0,035	-	-	-	-	-	-	-
f	0,3	<u>0,001</u>	1,4	0,008	0,001	0,004	<u>0,001</u>	-	-	-	-	-	-	-
g	0,3	0,09	1,2	0,008	0,003	0,002	<u>3</u>	-	<u>0,4</u>	-	-	-	-	-

Las celdas que tienen un subrayado no satisfacen las condiciones según la presente invención.

ES 2 706 879 T3

Tabla 2

Chapa de acero	Acero	Laminación en caliente		Enfriamiento y bobinado					s
		Reducción de grosor de las dos últimas etapas	Temperatura de acabado	CR1	CR2	CT	CR1x(650-CT)	CR3	
		%	°C	°C/s	°C/s	°C	°C ² /s	°C/s	µm ²
A1	A	18	881	60	29	550	6000	0,01	15
A2	A	20	885	40	33	550	4000	0,008	17
A3	A	10	885	50	31	550	5000	0,008	29
B1	B	20	890	60	28	550	6000	0,008	12
B2	B	20	890	60	32	540	6600	0,008	11
B3	B	22	895	50	30	480	8500	0,006	5
C1	C	19	894	40	34	550	4000	0,01	19
C2	C	18	897	50	40	580	3500	0,006	20
D1	D	16	888	40	36	540	4400	0,01	22
D2	D	16	880	60	33	480	10200	0,006	11
D3	D	20	888	60	36	530	7200	0,009	10
E1	E	22	887	40	32	550	4000	0,008	14
E2	E	19	890	60	40	550	6000	0,01	14
F1	F	18	880	40	29	550	4000	0,01	20
F2	F	15	895	50	25	550	5000	0,01	22
F3	F	20	885	60	39	450	12000	0,009	2
F4	F	22	880	60	29	420	13800	0,008	11
G1	G	19	901	50	33	550	5000	0,008	16
G2	G	18	900	40	36	520	5200	0,008	17
H1	H	22	910	50	27	480	8500	0,01	5
H2	H	19	900	30	33	520	3900	0,007	19
H3	H	18	900	60	35	520	7800	0,006	12
H4	H	22	890	<u>10</u>	27	550	<u>1000</u>	0,007	29
I1	I	19	912	60	36	550	6000	0,008	14
I2	I	18	890	40	32	520	5200	0,006	17
J1	J	16	860	50	40	480	8500	0,007	14
J2	J	16	892	40	31	<u>650</u>	<u>0</u>	0,007	30
K1	K	20	845	60	40	540	6600	0,008	11

Las celdas que tienen un subrayado no satisfacen las condiciones según la presente invención.

ES 2 706 879 T3

Tabla 3

Chapa de acero	Acero	Laminación en caliente		Enfriamiento y bobinado					S
		Reducción de grosor de las dos últimas etapas	Temperatura de acabado	CR1	CR2	CT	CR1x(650-CT)	CR3	
		%	°C	°C/s	°C/s	°C	°C ² /s	°C/s	µm ²
L1	L	22	891	50	40	550	5000	0,008	11
L2	L	19	900	40	29	560	3600	0,01	19
M1	M	18	836	50	27	560	4500	0,008	18
M2	M	16	860	30	36	<u>700</u>	<u>-1500</u>	0,008	36
N1	N	16	849	60	27	550	6000	0,009	18
N2	N	20	840	60	40	550	6000	0,006	12
O1	O	22	935	40	32	580	2800	0,007	16
O2	O	22	910	50	40	540	5500	0,006	11
P1	P	19	906	60	32	480	10200	0,007	7
P2	P	18	900	60	30	550	6000	0,009	15
Q1	Q	16	878	50	32	580	3500	0,008	23
Q2	Q	16	885	40	25	540	4400	0,009	22
R1	R	20	864	50	39	480	8500	0,009	8
R2	R	22	875	<u>10</u>	32	550	<u>1000</u>	0,007	29
S1	S	18	888	40	36	550	4000	0,009	20
S2	S	22	895	50	32	550	5000	0,009	11
T1	T	19	908	60	31	580	4200	0,01	16
T2	T	18	895	60	26	540	6600	0,008	14
UI	U	16	918	50	34	480	8500	0,008	14
V1	V	16	903	40	28	530	4800	0,007	21
a1	<u>a</u>	18	858	50	28	550	5000	0,008	17
b1	<u>b</u>	18	901	50	26	550	5000	0,007	17
c1	<u>c</u>	18	905	50	32	550	5000	0,006	17
d1	<u>d</u>	18	901	50	33	550	5000	0,01	17
e1	<u>e</u>	18	879	50	37	550	5000	0,01	17
f1	<u>f</u>	18	890	50	31	550	5000	0,008	17
g1	<u>g</u>	18	893	50	36	550	5000	0,009	17

Las celdas que tienen un subrayado no satisfacen las condiciones según la presente invención.

Tabla 4

Chapa de acero	Laminación en frío		Calentamiento y recocido			Enfriamiento y mantenimiento			P	Aleación Temperatura de aleación °C
	Reducción de grosor %	Velocidad de calentamiento °C/s	Velocidad de recocido °C	Tiempo de recocido s	Velocidad de enfriamiento °C/s	Temperatura de mantenimiento °C	Tiempo de mantenimiento s			
A1	50	0,5	800	86	40	400	400	167	Sin revestimiento	
A2	45	0,5	780	90	150	400	300	154	Sin revestimiento	
A3	45	2,2	780	30	150	400	100	<u>70</u>	Sin revestimiento	
B1	60	1,9	840	85	40	400	300	218	440	
B2	50	1,6	850	90	4	450	40	236	440	
B3	45	2	<u>980</u>	70	40	380	40	474	410	
C1	55	0,6	800	60	40	425	300	133	460	
C2	60	1,2	850	90	4	450	40	145	460	
D1	50	1,6	775	90	50	400	300	119	Sin revestimiento	
D2	45	2,4	820	80	100	425	300	217	Sin revestimiento	
D3	50	2,2	<u>660</u>	80	100	380	300	189	Sin revestimiento	
E1	45	2	800	90	40	425	300	187	Sin revestimiento	
E2	55	1,8	800	80	100	425	300	194	Sin revestimiento	
F1	60	1,7	775	85	50	400	200	134	Sin revestimiento	
F2	55	1,8	840	70	100	425	300	117	Sin revestimiento	
F3	60	30	820	70	100	<u>220</u>	300	598	Sin revestimiento	
F4	50	0,5	800	65	100	<u>550</u>	300	198	Sin revestimiento	
G1	45	1,4	800	90	40	425	300	172	Sin revestimiento	
G2	50	1,4	800	80	100	400	300	146	Sin revestimiento	
H1	45	2,3	775	90	50	400	150	357	Sin revestimiento	
H2	55	2	840	90	100	425	200	144	Sin revestimiento	
H3	<u>90</u>	1,8	820	80	120	400	<u>1400</u>	200	Sin revestimiento	
H4	55	0,6	800	80	120	425	200	<u>94</u>	Sin revestimiento	
I1	60	1,7	775	90	50	400	300	186	Sin revestimiento	

Chapa de acero	Laminación en frío		Calentamiento y recocido			Enfriamiento y mantenimiento				P	Aleación Temperatura de aleación °C
	Reducción de grosor	%	Velocidad de calentamiento	Temperatura de recocido	Tiempo de recocido	Velocidad de enfriamiento	Temperatura de mantenimiento	Tiempo de mantenimiento			
I2	70	1,9	780	80	100	380	200	147	-	Sin revestimiento	
J1	45	2,2	800	80	40	380	300	173	-	Sin revestimiento	
J2	50	2,2	800	90	40	425	300	<u>95</u>	-	Sin revestimiento	
K1	45	I	780	90	40	400	400	230	-	Sin revestimiento	

Las celdas que tienen un subrayado no satisfacen las condiciones según la presente invención.

Tabla 5

Chapa de acero	Laminación en frío		Calentamiento y recocido			Enfriamiento y mantenimiento				P	Aleación Temperatura de aleación °C
	Reducción de grosor	%	Velocidad de calentamiento	Temperatura de recocido	Tiempo de recocido	Velocidad de enfriamiento	Temperatura de mantenimiento	Tiempo de mantenimiento			
L1	55	2,1	850	90	4	440	40	202	-	470	
L2	60	1,2	775	90	40	440	400	156	-	470	
M1	50	0,8	800	90	4	425	40	171	-	500	
M2	45	1,8	800	90	40	380	300	<u>87</u>	-	500	
N1	50	0,7	840	90	4	425	40	182	-	500	
N2	45	1,1	820	90	40	450	300	265	-	500	
O1	55	2,2	800	90	4	400	40	190	-	500	
O2	50	0,7	800	90	40	425	300	296	-	500	
P1	45	1,1	800	90	4	430	40	450	-	520	
P2	50	2	800	90	40	430	400	207	-	520	
Q1	45	1,8	800	90	4	425	40	137	-	520	
Q2	55	1	775	90	50	430	350	136	-	520	
R1	60	1,6	800	90	4	400	40	401	-	500	
R2	50	1,8	820	90	40	425	300	<u>109</u>	-	500	

Chapa de acero	Laminación en frío		Calentamiento y recocido			Enfriamiento y mantenimiento				P	Aleación	
	Reducción de grosor	%	Velocidad de calentamiento	Temperatura de recocido	Tiempo de recocido	Velocidad de enfriamiento	Temperatura de mantenimiento	Tiempo de mantenimiento	Temperatura de aleación		°C	
S1	45	0,7	840	90	4	380	40	163	500			
S2	50	1,2	840	90	40	380	300	287	500			
T1	45	0,7	780	90	4	425	40	191	520			
T2	55	1,3	775	90	40	440	350	213	520			
U1	60	1,9	780	90	4	425	40	221	520			
V1	55	0,8	830	90	4	380	40	152	520			
a1	50	1,5	800	90	40	400	300	179	Sin revestimiento			
b1	50	1	800	90	40	400	300	179	Sin revestimiento			
c1	50	1,7	800	90	4	400	300	179	500			
d1	50	1,1	800	90	40	400	300	179	500			
e1	50	0,6	800	90	4	400	40	179	Sin revestimiento			
f1	50	1,4	800	90	40	400	300	179	Sin revestimiento			
g1	50	1,1	800	90	40	400	300	179	500			

Las celdas que tienen un subrayado no satisfacen las condiciones según la presente invención.

Las chapas de acero fabricadas de la manera anterior se evaluaron como sigue. Se preparó una muestra de ensayo de tracción JIS No. 5 en una dirección C (una dirección perpendicular a una dirección de laminación), se llevó a cabo un ensayo de tracción a 25°C y se evaluó la resistencia a la tracción TS, la elongación total tEL y la elongación uniforme uEL. De manera similar, una muestra de ensayo JIS No. 5 en la dirección C se sumergió en un baño de aceite a 150°C, se llevó a cabo un ensayo de tracción, y se evaluó la elongación (elongación total) a 150°C tEL₁₅₀. Aquí, la elongación a 150°C se evaluó como una elongación en un intervalo caliente. Además, con respecto a cada una de las chapas de acero delgadas, se calculó un índice característico E obtenido de la siguiente ecuación (12) a partir de la resistencia a la tracción TS y la elongación a 150°C tEL₁₅₀.

$$E = tEL_{150} + 0,027 TS - 56,5 \quad (12)$$

Mientras tanto, la ecuación (12) se describirá a continuación.

Además, la expansión de agujeros λ se evaluó mediante ensayos de expansión de agujeros.

Además, se observó una sección transversal de la chapa de acero en la dirección de laminación o una sección transversal perpendicular a la dirección de laminación usando un microscopio óptico con un aumento de 500 veces a 1.000 veces, y la imagen obtenida se evaluó usando un analizador de imágenes. Se cuantificó el área media S de perlita en la chapa de acero laminado en caliente y la microestructura en la chapa de acero laminado en frío (el porcentaje de área y el tamaño medio de grano de ferrita, el porcentaje de área de bainita, el tamaño medio de grano de austenita retenida, el porcentaje de área de martensita y el porcentaje de área de martensita templada).

Mientras tanto, en un caso en el que se evaluaron la ferrita, bainita, perlita y austenita retenida, la sección transversal de la muestra de medida se atacó químicamente con un reactivo Nital. En un caso en el que se evaluó la martensita, la sección transversal de la muestra de medida se atacó químicamente usando un reactivo de LePera. En un caso en el que se evaluó la cementita, la sección transversal de la muestra de medida se atacó químicamente con un reactivo picral.

Aquí, los tamaños medios de grano de ferrita y austenita retenida se evalúan, por ejemplo, observando áreas arbitrarias en la sección transversal de la chapa de acero usando un microscopio óptico, midiendo el número de granos (granos de ferrita o granos de austenita) en un espacio de 1.000 μm^2 o más, y obteniendo el diámetro medio del círculo equivalente.

Además, para obtener el tamaño medio de grano, la relación de aspecto y el número por unidad de área de partículas de cementita en la chapa de acero laminado en frío, se preparó una réplica de la muestra y se obtuvo una imagen usando un microscopio electrónico de transmisión (TEM). Se obtuvo el área de 20 a 50 partículas de cementita en la imagen, se convirtió en un área de una partícula de cementita y se evaluó el tamaño medio de partícula de cementita usando un diámetro medio del círculo equivalente. Además, la longitud del eje corto y la longitud del eje largo de la cementita se midieron para obtener una relación de aspecto, y se calculó la relación de esferoidización anterior. De manera similar, el número de partículas de cementita que tienen una relación de aspecto de 1 a 3 se dividió entre el área de evaluación, calculando por ello el número de partículas de cementita por unidad de área (densidad). Mientras tanto, para la observación de la cementita, por ejemplo, se puede usar apropiadamente un microscopio óptico y un microscopio electrónico de barrido (SEM) dependiendo de la distribución de tamaño de partícula de la cementita.

Como se muestra a continuación, el porcentaje de área de la austenita retenida se obtuvo mediante difracción de rayos X descrita en la Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación No. 2004-269947.

Una superficie a una profundidad de 7/16 del grosor de la chapa de la superficie de acero base (la superficie de la chapa de acero o la interfase entre el revestimiento y la chapa de acero) se pulió químicamente, y a continuación la intensidad de difracción $I\alpha$ (200) en (200) de ferrita, la intensidad de difracción $I\alpha$ (211) en (211) de ferrita, la intensidad de difracción $I\gamma$ (220) en (220) de austenita, y la intensidad de difracción $I\gamma$ (311) en (311) de austenita se midieron mediante Difracción de rayos X usando un tubo de Mo ($\text{MoK}\alpha$). El porcentaje de área $V\gamma$ (%) de austenita retenida se obtuvo a partir de la intensidad de difracción (intensidad integrada) usando la siguiente ecuación (13).

$$V\gamma = 0,25 \times \{I\gamma(220) / (1,35 \times I\alpha(200) + I\gamma(220)) + I\gamma(220) / (0,69 \times I\alpha(211) + I\gamma(220)) + I\gamma(311) / (1,5 \times I\alpha(200) + I\gamma(311)) + I\gamma(311) / (0,69 \times I\alpha(211) + I\gamma(311))\} \dots (13)$$

Además, para las fases de austenita retenida en la porción de medio grosor de la chapa de acero, cada valor medio de las relaciones de intensidad aleatoria de una orientación {100} <001>, una orientación {110} <111>, una orientación {110} <001>, y un grupo de orientaciones de {110} <111> a {110} <011> se midió de la siguiente manera. En primer lugar, la chapa de acero se pulió mecánicamente, se abrigó, a continuación además, se pulió electrolíticamente para eliminar las deformaciones, y se llevó a cabo difracción de rayos X usando una muestra que se ajustó de modo que la porción a medio grosor se convirtiera en la superficie de medida. Mientras tanto, la difracción de rayos X de una muestra estándar que no tiene acumulación en una orientación específica también se llevó a cabo en las mismas condiciones que para la muestra de medida. A continuación, se obtuvieron las funciones de distribución de orientación (ODF) mediante un método de expansión en serie basado en las proyecciones estereoscópicas de {200}, {311} y {220} de las fases de austenita que se obtuvieron mediante difracción de rayos X.

Cada valor medio de las relaciones de intensidad aleatoria de la orientación $\{100\} \langle 001 \rangle$, la orientación $\{110\} \langle 112 \rangle$, la orientación $\{110\} \langle 001 \rangle$ y el grupo de orientaciones de $\{110\} \langle 112 \rangle$ a $\{110\} \langle 001 \rangle$ se obtuvo de la ODF. $2X + Y$ en la ecuación anterior (7) y la $\{110\} \langle 111 \rangle / \{110\} \langle 001 \rangle$ se calcularon a partir de los valores medios de las relaciones de intensidad aleatoria.

- 5 Los resultados se muestran en las Tablas 6 a 9. En las Tablas 6 a 9, la ferrita, austenita retenida, bainita, martensita, martensita templada y cementita se abrevian como F, γ , B, M, M' y θ , respectivamente.

Tabla 6

Chapa de acero	Porcentaje de área de F + B		Porcentaje de área de Y		Porcentaje de área de M		Porcentaje de área de F		Porcentaje de área de B+M'		Porcentaje de área de P		Tamaño de grano de F		Tamaño de grano de Y		Tamaño de partícula de θ		Porcentaje esfeorizado		Densidad de θ	
	%		%		%		%		%		%		μm	μm	μm	μm	μm	μm	μm	%		partículas/ μm
A1	60		17		9		50		10		0		5,8		2,4		0,3		73,9		0,051	
A2	60		17		8		40		20		0		4,8		2,5		0,3		79,3		0,045	
A3	55		18		10		38		17		0		15,2		8,0		1,2		20,0		0,170	
B1	62		11		3		40		22		0		3,9		2,5		0,2		79,3		0,050	
B2	62		11		6		30		32		3		5,0		3,5		0,2		57,7		0,057	
B3	25		1		23		0		54		0		6,5		4,1		0,1		3,0		0,200	
C1	67		10		4		40		27		0		2,9		2,4		0,3		84,2		0,031	
C2	66		10		2		17		49		2		5,0		3,5		0,3		57,7		0,033	
D1	53		14		11		40		13		0		3,8		2,5		0,4		79,3		0,042	
D2	53		14		5		35		18		0		5,4		2,4		0,3		84,2		0,050	
D3	100		0		0		100		25		0		8,3		-		1,0		90,0		0,700	
E1	60		12		3		40		20		0		4,1		2,4		0,3		84,2		0,058	
E2	61		12		3		40		21		0		7,4		2,4		0,3		84,2		0,058	
F1	65		19		5		55		10		0		7,2		2,7		0,5		73,6		0,052	
F2	54		18		5		27		27		0		6,8		2,4		0,5		84,2		0,049	
F3	54		1		5		40		34		0		9,4		3,1		0,1		64,4		0,057	
F4	74		5		5		40		34		0		2,9		1,8		1,4		70,0		0,018	
G1	67		10		2		43		24		0		3,6		2,4		0,2		84,2		0,043	
G2	67		10		2		55		12		0		6,4		2,5		0,3		79,3		0,040	
H1	58		16		7		30		28		0		8,3		2,9		0,1		69,6		0,040	
H2	58		16		7		20		38		0		4,4		2,6		0,3		78,2		0,045	
H3	77		0		7		37		40		0		3,1		2,0		1,2		87,1		0,013	
H4	48		15		7		30		18		0		4,5		2,6		1,1		78,2		0,014	
I1	50		16		8		37		13		0		6,3		2,5		0,3		79,3		0,030	

Chapa de acero	Porcentaje de área de F + B	Porcentaje de área de Y	Porcentaje de área de M	Porcentaje de área de F	Porcentaje de área de B+M'	Porcentaje de área de P	Tamaño de grano de F	Tamaño de grano de Y	Tamaño de partícula de θ	Porcentaje esfeizado	Densidad de θ
	%	%	%	%	%	%	μm	μm	μm	%	partículas/ μm
I2	52	16	7	38	14	0	7,2	2,9	0,4	70,0	0,051
J1	46	19	8	35	11	0	6,9	2,7	0,8	75,3	0,038
J2	47	21	7	33	14	0	3,0	2,4	<u>2,0</u>	84,2	0,200
K1	39	24	10	29	10	0	9,2	2,4	0,3	73,9	0,050

Las celdas que tienen un subrayado no satisfacen las condiciones según la presente invención.

Tabla 7

Chapa de acero	Porcentaje de área de F + B	Porcentaje de área de Y	Porcentaje de área de M	Porcentaje de área de F	Porcentaje de área de B+M'	Porcentaje de área de P	Tamaño de grano de F	Tamaño de grano de Y	Tamaño de partícula de θ	Porcentaje esfeizado	Densidad de θ
	%	%	%	%	%	%	μm	μm	μm	%	partículas/ μm
L1	68	10	4	28	40	1	5,4	3,5	0,2	56,4	0,052
L2	68	10	2	55	13	0	3,4	2,2	0,3	81,2	0,037
M1	53	14	10	40	13	3	9,4	3,7	0,3	54,5	0,047
M2	51	15	6	40	11	0	5,3	2,7	<u>1,2</u>	75,3	0,170
N1	51	15	12	23	28	3	5,2	3,7	0,3	54,5	0,052
N2	48	15	7	34	14	0	4,7	2,2	0,2	89,2	0,067
O1	56	13	9	40	16	2	7,0	3,9	0,4	51,3	0,051
O2	56	13	5	40	16	0	3,0	2,4	0,3	84,2	0,067
P1	63	11	5	46	17	1	11,0	3,6	0,2	55,1	0,094
P2	62	12	3	30	32	0	7,1	2,2	0,3	79,4	0,056
Q1	53	14	11	40	13	2	5,8	3,7	0,5	54,5	0,044
Q2	54	14	5	39	15	0	4,2	2,3	0,5	87,5	0,043
R1	57	17	9	37	20	2	4,0	3,9	0,3	51,3	0,040
R2	57	17	4	28	29	0	6,8	2,4	1,4	84,2	0,190

Chapa de acero	Porcentaje de área de F + B		Porcentaje de área de Y		Porcentaje de área de M		Porcentaje de área de F		Porcentaje de área de B+M'		Porcentaje de área de P		Tamaño de grano de F		Tamaño de grano de Y		Tamaño de partícula de θ		Porcentaje esfeerizado		Densidad de θ	
	%		%		%		%		%		%		μm	μm	μm	μm	μm	μm	μm	%		partículas/ μm
S1	52		19		11		35		17		4		9,5		4,1		0,4		67,0		0,056	
S2	51		20		6		37		14		0		4,2		2,7		0,3		75,3		0,040	
T1	56		13		9		40		16		2		6,3		3,7		0,4		54,5		0,054	
T2	55		13		5		38		17		0		3,8		2,2		0,4		89,6		0,057	
U1	71		9		3		58		13		2		7,9		3,7		0,3		54,5		0,057	
V1	62		12		6		49		13		3		6,5		4,1		0,4		60,0		0,047	
a1	47		21		15		32		15		0		5,9		2,5		1,4		79,3		0,180	
b1	69		1		2		32		37		0		4,0		2,5		0,1		79,3		0,042	
c1	61		12		3		50		11		2		5,4		2,5		0,3		79,3		0,053	
d1	56		13		4		45		11		0		6,4		2,5		0,2		79,3		0,030	
e1	37		5		23		20		17		0		8,9		3,9		0,4		51,3		0,010	
f1	58		1		4		37		21		0		5,6		2,5		2,0		79,3		0,200	
g1	53		19		5		20		33		0		5,2		2,5		0,2		79,3		0,050	

Las celdas que tienen un subrayado no satisfacen las condiciones según la presente invención.

ES 2 706 879 T3

Tabla 8

Acero	2X+Y	{110}<111>/{110}<001>	TS	tEL	tEL ₁₅₀	E	uEL	λ
	-	-	N/mm ²	%	%	-	%	%
A1	8,0	1,4	1.312	17,6	23,0	1,9	15,4	34,7
A2	8,1	2,2	1.300	17,7	23,1	1,7	14,4	37,5
A3	5,0	2,1	1.380	12,9	13,0	<u>-6,3</u>	9,9	30,0
B1	8,4	2,2	753	28,4	41,8	5,7	24,3	38,2
B2	7,9	1,8	773	27,7	40,6	5,0	23,3	38,8
B3	8,4	1,3	1.523	12,0	12,0	<u>-3,4</u>	10,0	15,0
C1	1,5	1,6	614	34,1	45,0	5,0	29,1	39,2
C2	6,7	2,1	654	32,2	42,5	3,6	26,9	39,8
D1	6,2	2,1	1.044	21,3	30,0	1,7	18,7	35,9
D2	9,2	1,4	1.029	21,6	31,5	2,7	18,6	36,6
D3	6,9	1,6	1.100	14,4	20,7	<u>-6,1</u>	10,9	58,3
E1	11, 1	1,7	824	26,2	38,1	3,8	22,7	37,4
E2	6,3	2,0	790	27,2	39,8	4,6	23,6	37,5
F1	8,2	1,5	1.013	23,3	33,3	4,2	20,2	34,2
F2	6,2	2,0	990	23,7	34,0	4,2	21,4	33,1
F3	4,9	1,5	1.009	15,0	18,1	<u>-11,1</u>	9,0	38,0
F4	10,7	7,4	992	15,7	25,8	<u>-3,9</u>	8,2	32,0
G1	10,2	1,7	634	33,1	45,1	5,7	29,5	37,4
G2	6,0	2,2	620	33,8	45,9	6,2	28,3	39,9
H1	7,0	2,2	1.189	19,1	26,6	2,2	16,7	35,3
H2	7,3	1,6	1.188	19,1	25,6	1,2	15,5	38,0
H3	7,3	2,2	1.200	15,0	15,0	<u>-9,1</u>	9,0	30,0
H4	10,7	2,1	1.170	17,4	18,4	<u>-6,6</u>	14,3	28,0
I1	6,8	1,9	1.239	18,4	25,9	2,8	15,0	37,8
I2	6,3	1,5	1.199	19,0	26,5	2,3	15,4	37,9
J1	8,9	1,2	1.230	19,3	28,2	4,9	16,8	33,9
J2	6,3	2,0	1.210	18,1	20,1	<u>-3,7</u>	15,9	26,0
K1	4,8	1,2	1.433	17,6	23,5	5,7	15,6	31,2

Las celdas que tienen un subrayado no satisfacen las condiciones según la presente invención.

Tabla 9

Acero	2X+Y	{110}<111>/{110}<001>	TS	tEL	tEL ₁₅₀	E	uEL	λ
	-	-	N/mm ²	%	%	-	%	%
L1	7,8	1,4	601	34,8	51,0	10,8	31,0	37,5
L2	9,1	2,2	599	34,9	49,2	8,9	31,2	37,5
M1	9,6	1,6	1.020	21,8	29,9	0,9	19,1	36,0
M2	5,3	1,2	1.080	19,7	21,7	<u>-5,6</u>	16,5	23,0
N1	7,9	2,2	1.088	20,6	28,7	1,5	17,7	36,3
N2	6,6	2,0	1.170	19,4	27,0	2,1	15,7	38,1
O1	6,1	1,9	941	23,3	33,9	2,8	20,1	36,9

ES 2 706 879 T3

Acero	2X+Y	{110}<111>/{110}<001>	TS	tEL	tEL ₁₅₀	E	uEL	λ
	-	-	N/mm ²	%	%	-	%	%
O2	7,8	1,1	950	23,1	34,1	3,3	19,3	38,2
P1	8,4	1,7	739	28,9	45,4	8,9	23,9	39,6
P2	9,1	1,7	780	27,5	41,7	6,2	23,5	38,2
Q1	7,4	1,2	1.039	21,4	31,1	2,6	17,8	37,9
Q2	8,2	1,2	1.001	22,1	32,2	2,8	18,4	38,0
R1	9,5	1,1	927	25,0	37,7	6,2	22,9	33,0
R2	8,3	1,4	900	23,7	25,7	<u>-6,5</u>	20,9	18,0
S1	6,7	2,2	1.065	22,3	31,9	4,1	19,6	33,5
S2	7,1	1,8	1.100	21,7	31,4	4,6	19,8	32,1
T1	8,2	2,2	951	23,1	34,7	3,8	18,9	38,9
T2	4,8	1,8	960	22,9	34,4	3,9	19,4	37,5
U1	6,5	1,3	515	40,1	65,8	23,2	34,5	39,4
V1	7,5	1,6	779	27,6	41,2	5,7	22,8	39,5
a1	8,2	2,0	1.220	15,0	20,6	<u>-3,0</u>	12,8	30,0
b1	5,5	1,6	551	31,2	31,2	<u>-10,4</u>	8,7	39,0
c1	8,4	2,7	807	16,7	25,0	<u>-9,7</u>	12,0	34,0
d1	5,3	2,7	942	17,3	26,9	<u>-4,1</u>	13,4	31,0
el	7,1	1,1	1.510	8,9	15,4	<u>-0,4</u>	7,0	32,0
f1	9,6	1,7	881	18,8	20,8	<u>-11,9</u>	12,0	26,0
g1	9,0	2,7	1.044	17,7	26,4	<u>-1,9</u>	15,2	29,0

Las celdas que tienen un subrayado no satisfacen las condiciones según la presente invención.

Las chapas de acero de los ejemplos eran todas excelentes en cuanto a equilibrio entre resistencia y conformabilidad (elongación y expansión de agujeros). Además, la chapa de acero E2 tenía una pequeña anisotropía en el plano durante la conformación en comparación con la chapa de acero E1.

- 5 Para la chapa de acero A3, dado que las condiciones de recocido (parámetro de recocido P) no satisfacían la ecuación (4) anterior, el tamaño medio de partícula de cementita excedía de 1 µm, y el porcentaje de cementita esferoidizada era menos del 30%. Por lo tanto, no se podía asegurar una conformabilidad suficiente. Además, el total de la reducción de grosor de las dos últimas etapas en la laminación en caliente era pequeño, y el tamaño medio de grano de la austenita retenida era grande en comparación con las chapas de acero A1 y A2.
- 10 Para la chapa de acero B3, dado que la temperatura media de calentamiento de recocido (temperatura de recocido) excedía de 900°C, el porcentaje de área de austenita retenida era menos del 2%, el porcentaje de área de martensita excedía del 20% y el porcentaje de cementita esferoidizada era menos del 30%. Por lo tanto, la resistencia a la tracción TS se incrementó en exceso y no se pudo asegurar suficiente conformabilidad.
- 15 Para la chapa de acero D3, dado que la temperatura media de calentamiento de recocido era menor de 750°C, el porcentaje de área de austenita retenida era menos de 2%. Por lo tanto, no se pudo asegurar suficiente conformabilidad.
- Para la chapa de acero F3, dado que la temperatura de mantenimiento era menor de 300°C, el porcentaje de área de austenita retenida era menos de 2%. Por lo tanto, no se pudo asegurar suficiente conformabilidad.
- 20 Para la chapa de acero F4, dado que la temperatura de mantenimiento excedía de 500°C, el tamaño medio de partícula de la cementita excedía de 1 µm. Por lo tanto, no se pudo asegurar suficiente conformabilidad.
- Para la chapa de acero H3, dado que la reducción de grosor de la laminación en frío excedía del 85%, y el tiempo de mantenimiento excedía de 1.200 segundos, el porcentaje de área de austenita retenida era menos de 2%, y el tamaño medio de partícula de cementita excedía de 1 µm. Por lo tanto, no se pudo asegurar suficiente conformabilidad.
- 25 Para las chapas de acero H4 y R2, dado que la velocidad media de enfriamiento en la zona de enfriamiento frontal

era inferior a 15°C, y las condiciones de recocido no satisfacían la ecuación (4) anterior en el enfriamiento después de la laminación en caliente, el tamaño medio de partícula de cementita excedía de 1 µm. Por lo tanto, no se pudo asegurar suficiente conformabilidad.

5 Para las chapas de acero J2 y M2, dado que la temperatura de bobinado excedía de 600°C y las condiciones de recocido no satisfacían la ecuación (4) anterior, el tamaño medio de partícula de cementita excedía de 1 µm. Por lo tanto, no se pudo asegurar suficiente conformabilidad.

10 Para las chapas de acero a1 a g1 que se fabricaron usando los aceros a a g, los componentes químicos no eran apropiados. Para la chapa de acero a1 (acero a), la cantidad de C excedía de 0,40% y el tamaño medio de partícula de cementita excedía del 1%. Para la chapa de acero b1 (acero b), la cantidad de C era menos del 0,10% y el porcentaje de área de austenita retenida era menos de 2%. Para la chapa de acero c1 (acero c), la cantidad de P excedía del 0,05% y la cantidad de S excedía del 0,02%. Para la chapa de acero d1 (acero d), la cantidad de Si excedía del 2,5%. Para la chapa de acero e1 (acero e), la cantidad de Mn excedía del 4,0% y el porcentaje de área de martensita excedía del 20%. Para la chapa de acero f1 (acero f), la cantidad de Si era menos del 0,005%, el porcentaje de área de austenita menos del 2% y el tamaño medio de partícula de cementita excedía de 1 µm. Para la chapa de acero g1 (acero g), la cantidad de Al excedía del 2,5% y la cantidad de Mo excedía del 0,3%. Por lo tanto, para estas chapas de acero de a1 a g1, el equilibrio entre resistencia y conformabilidad se deterioró.

20 Aquí, se describirá la relación entre la resistencia a la tracción y la elongación a 150°C. La FIG. 8 es una vista que muestra la relación entre la resistencia a la tracción TS (N/mm²) y la elongación a 150°C tEL₁₅₀ (%). Mientras tanto, en la FIG. 8, se usan los valores de la resistencia a la tracción TS y la elongación a 150°C tEL₁₅₀ que se muestran en las Tablas 6 a 9.

Como queda claro en la FIG. 8, se pudo confirmar que, en un caso en el que se obtuvo la misma resistencia a la tracción que para los ejemplos comparativos, las chapas de acero de los ejemplos tenían una elongación extremadamente alta a 150°C en comparación con los ejemplos comparativos.

25 Además, las chapas de acero de los ejemplos incluidos en el área por encima de la línea recta de la ecuación (13) mostrada en la FIG. 8.

$$tEL_{150} = -0,02 TS + 56,5 \quad (13)$$

La línea recta indica el equilibrio entre resistencia y conformabilidad y, de este modo, se obtiene a partir de los resultados en la FIG. 8.

30 El índice E característico mostrado por la ecuación anterior (12) en las Tablas 4 y 5 se refiere a un índice que muestra el equilibrio entre la resistencia y la elongación como se describe anteriormente. Cuando el valor del índice E característico es positivo, los valores de la resistencia a la tracción y la elongación a 150°C de las chapas de acero se incluyen en el área por encima de la ecuación (13) en la FIG. 8. Cuando el valor del índice E característico es negativo, los valores de la resistencia a la tracción y la elongación a 150°C de las chapas de acero se incluyen en el área por debajo de la ecuación (13) en la FIG. 8.

35 Mientras tanto, los ejemplos anteriores son simplemente realizaciones ejemplificadas de la presente invención, y a la chapa de acero según la presente invención y al método de fabricación de la misma, se pueden añadir varias modificaciones dentro del alcance de las reivindicaciones.

40 Por ejemplo, se pueden llevar a cabo varios tratamientos en la chapa de acero según la presente invención con tal de que los tratamientos no cambien el tamaño de la cementita. Es decir, la chapa de acero según la presente invención puede ser cualquiera de una chapa de acero laminado en frío, tal como está laminado en frío, una chapa de acero galvanizado, una chapa de acero recocido después de galvanizado y una chapa de acero chapado electrolíticamente, e incluso en un caso en el que se llevan a cabo varios tratamientos, se pueden obtener los efectos de la presente invención.

45 Además, la presente invención rara vez se ve influida por las condiciones de colada. Por ejemplo, un método de colada (colada continua o colada de lingotes) o una diferencia en el grosor del desbaste plano tiene una pequeña influencia, e incluso en un caso en el que se usa un método especial de colada y laminación en caliente, tal como desbaste plano delgado, se pueden obtener los efectos de la presente invención.

Aplicabilidad industrial

50 Según la presente invención, es posible impartir una conformabilidad favorable a una materia a conformar cuando se lleva a cabo un procedimiento, tal como la conformación usando una prensa, y se usa para obtener una conformabilidad favorable incluso en un caso en el que el peso de la estructura de la carrocería de automóvil se disminuye usando una chapa de acero de alta resistencia.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que consiste en: en % en masa,
- C: de 0,10% a 0,40%;
 - Mn: de 0,5% a 4,0%;
 - 5 Si: de 0,005% a 2,5%;
 - Al: de 0,005% a 2,5%;
 - Cr: de 0% a 1,0%; y
 - opcionalmente uno o más de
 - Mo: hasta 0,3%;
 - 10 Ni: hasta 5%;
 - Cu: hasta 5%;
 - B: hasta 0,003%;
 - Nb hasta 0,1%;
 - Ti: hasta 0,2%;
 - 15 V: hasta 1,0%;
 - W: hasta 1,0%;
 - Ca: 0,05% o menos;
 - Mg: 0,05% o menos;
 - Zr: 0,05% o menos;
 - 20 REM: 0,05% o menos
- y el resto hierro e impurezas inevitables, en la que
- la cantidad de P está limitada a 0,05% o menos,
 - la cantidad de S está limitada a 0,02% o menos,
 - la cantidad de N está limitada a 0,006% o menos,
 - 25 la microestructura de la misma incluye de 2% a 30% de austenita retenida en porcentaje de área,
 - la martensita está limitada a 20% o menos en porcentaje de área en la microestructura, el tamaño medio de partícula de cementita en la microestructura es de 0,01 μm a 1 μm , y
 - de 30% a 100% de la cementita tiene una relación de aspecto de 1 a 3.
2. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1, comprende, en % en masa, uno o
- 30 más tipos de:
 - Mo: de 0,01% a 0,3%;
 - Ni: de 0,01% a 5%;
 - Cu: de 0,01% a 5%;
 - B: de 0,0003% a 0,003%;
 - 35 Nb: de 0,01% a 0,1%;
 - Ti: de 0,01% a 0,2%;
 - V: de 0,01% a 1,0%;

W: de 0,01% a 1,0%;

Ca: de 0,0001% a 0,05%;

Mg: de 0,0001% a 0,05%;

Zr: de 0,0001% a 0,05%; y

5 REM: de 0,0001% a 0,05%.

3. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, en la que la cantidad total de Si y Al es de 0,5% a 2,5%.

4. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, en la que el tamaño medio de grano de la austenita retenida es de 5 μm o menos.

10 5. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, en la que la microestructura incluye, en porcentaje de área, de 10% a 70% de ferrita.

6. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, en la que la microestructura incluye, en porcentaje de área, de 10% a 70% de ferrita y bainita en total.

15 7. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, en la que la microestructura incluye, en porcentaje de área, de 10% a 75% de martensita templada en total.

8. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 5 o 6, en la que el diámetro medio de grano de la ferrita es de 10 μm o menos.

9. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, en la que de 0,003 a 0,12 partículas de la cementita que tiene una relación de aspecto de 1 a 3 están incluidas en un área de 1 μm^2 .

20 10. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, en la que, en una porción central de uno de sus grosores de chapa, una relación de intensidad aleatoria X de una orientación $\{100\} \langle 001 \rangle$ de la austenita retenida y el valor medio Y de una relación de intensidad aleatoria de un grupo de orientaciones de $\{110\} \langle 111 \rangle$ a $\{110\} \langle 001 \rangle$ de la austenita retenida satisface la siguiente ecuación (14).

$$4 < 2X + Y < 10 \dots (14)$$

25 11. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, en la que en una porción central de uno de sus grosores de chapa, la relación de la relación de intensidad aleatoria de una orientación $\{110\} \langle 111 \rangle$ de la austenita retenida a una relación de intensidad aleatoria de una orientación de $\{110\} \langle 001 \rangle$ de la austenita retenida es de 3,0 o menos.

30 12. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, que comprende además un revestimiento de cinc sobre por lo menos una superficie de la misma.

13. La chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, que comprende además un revestimiento recocido después de galvanizado sobre por lo menos una superficie de la misma.

14. Un método de fabricación de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia, comprendiendo el método:

35 un primer procedimiento en el que un desbaste plano que tiene la composición química según la reivindicación 1 o 2 se lamina en caliente a una temperatura de acabado de 820°C o más alta para producir chapa de acero laminado en caliente;

un segundo procedimiento en el que, después del primer procedimiento, la chapa de acero laminado en caliente se enfría y se bobina a una temperatura de bobinado CT°C de 350°C a 600°C;

40 un tercer procedimiento en el que la chapa de acero laminado en caliente que se ha sometido al segundo procedimiento se lamina en frío con una reducción de grosor de 30% a 85% para producir una chapa de acero laminado en frío;

un cuarto procedimiento en el que, después del tercer procedimiento, la chapa de acero laminado en frío se calienta y recuece a una temperatura media de calentamiento de 750°C a 900°C;

45 un quinto procedimiento en el que la chapa de acero laminado en frío que se ha sometido al cuarto procedimiento se enfría a una velocidad media de enfriamiento de 3°C/s a 200°C/s, y se mantiene en un intervalo de temperatura de 300°C a 500°C durante de 15 segundos a 1.200 segundos; y

un sexto procedimiento en el que la chapa de acero laminado en frío que se ha sometido al quinto procedimiento se enfría, en el que

5 en el segundo procedimiento, una primera velocidad media de enfriamiento CR1 °C/s de 750°C a 650°C es de 15°C/s a 100°C/s, una segunda velocidad media de enfriamiento CR2 °C/s de 650°C a la temperatura de bobinado CT°C. es de 50°C/s o menos, una tercera velocidad media de enfriamiento CR3 °C/s desde después del enfriamiento hasta 150°C es de 1°C/s o menos, y la temperatura de bobinado CT°C y la primera velocidad media de enfriamiento CR1 °C/s satisfacen la siguiente ecuación (15), y

10 en el cuarto procedimiento, en un caso en el que las cantidades de Si, Al y Cr están representadas por [Si], [Al] y [Cr] en términos de % en masa, respectivamente, un área media S μm² de perlita incluida en la chapa de acero laminado en caliente que se ha sometido al segundo procedimiento, la temperatura media de calentamiento T°C, y el tiempo de calentamiento ts satisfacen la siguiente ecuación (16).

$$1.500 \leq CR1 \times (650 - CT) \leq 15.000 \dots (15)$$

$$2.200 > T \times \log(t) / (1 + 0,3 [Si] + 0,5 [Al] + [Cr] + 0,5S) > 110 \dots (16)$$

15. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 14,
- 15 en el que un total de la reducción de grosor de las dos últimas etapas en el primer procedimiento es 15% o más.
16. El método de fabricación de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 14,
- en el que la chapa de acero laminado en frío que se ha sometido al quinto procedimiento y se va a someter al sexto procedimiento está revestida con cinc.
17. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 14,
- 20 en el que la chapa de acero laminado en frío que se ha sometido al quinto procedimiento y se va a someter al sexto procedimiento se galvaniza y recuece de 400°C a 600°C para aleación.
18. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 14,
- en el que una velocidad media de calentamiento de 600°C a 680°C en el cuarto procedimiento es de 0,1°C/s a 7°C/s.
19. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la reivindicación 14,
- 25 en el que, antes del primer procedimiento, el desbaste plano se enfría a 1.000°C o menos y se recalienta a 1.000°C o más.

FIG. 1

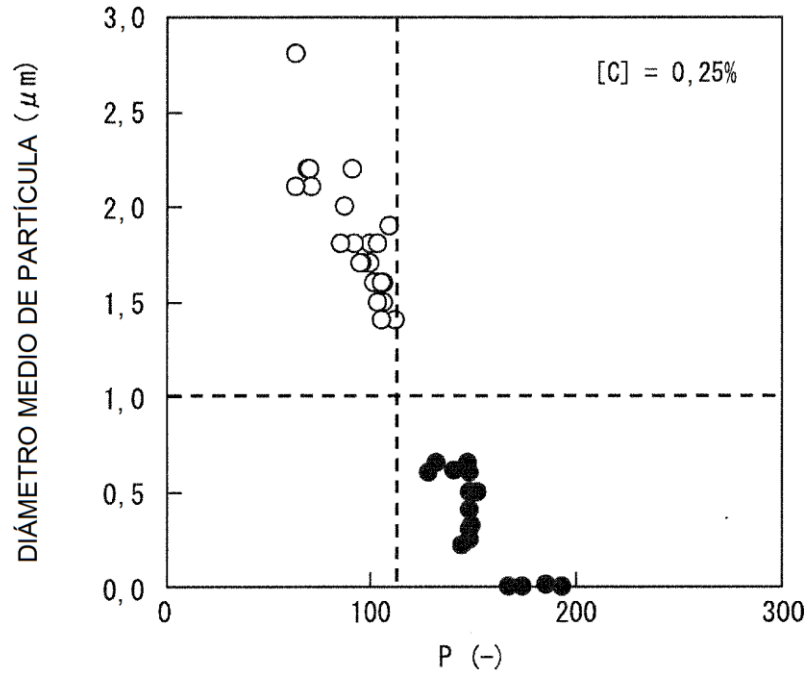


FIG. 2

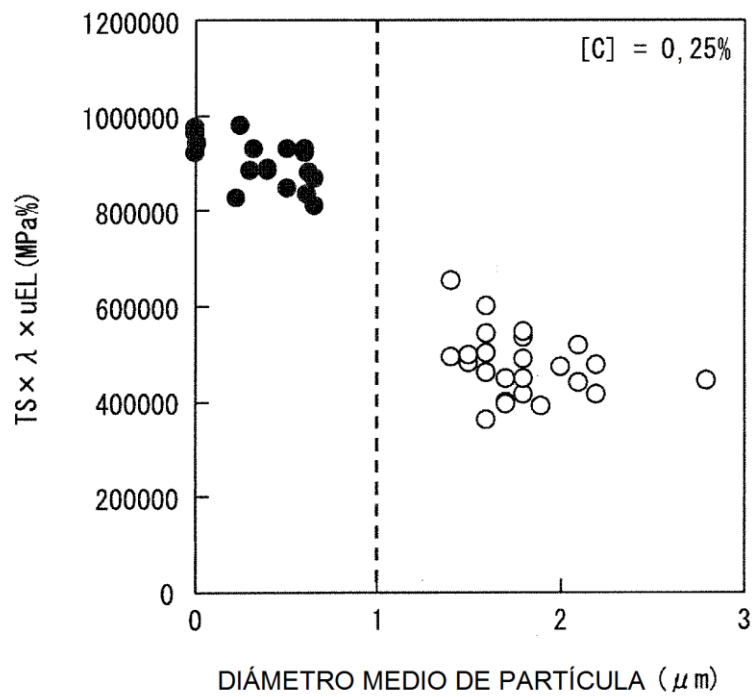


FIG. 3

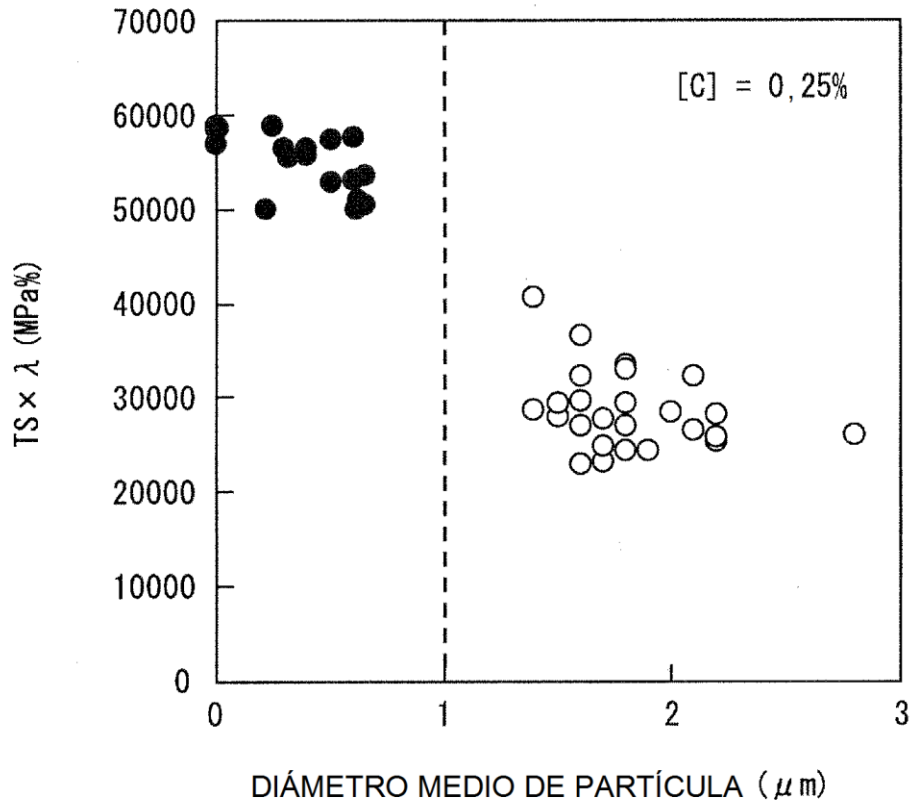


FIG. 4

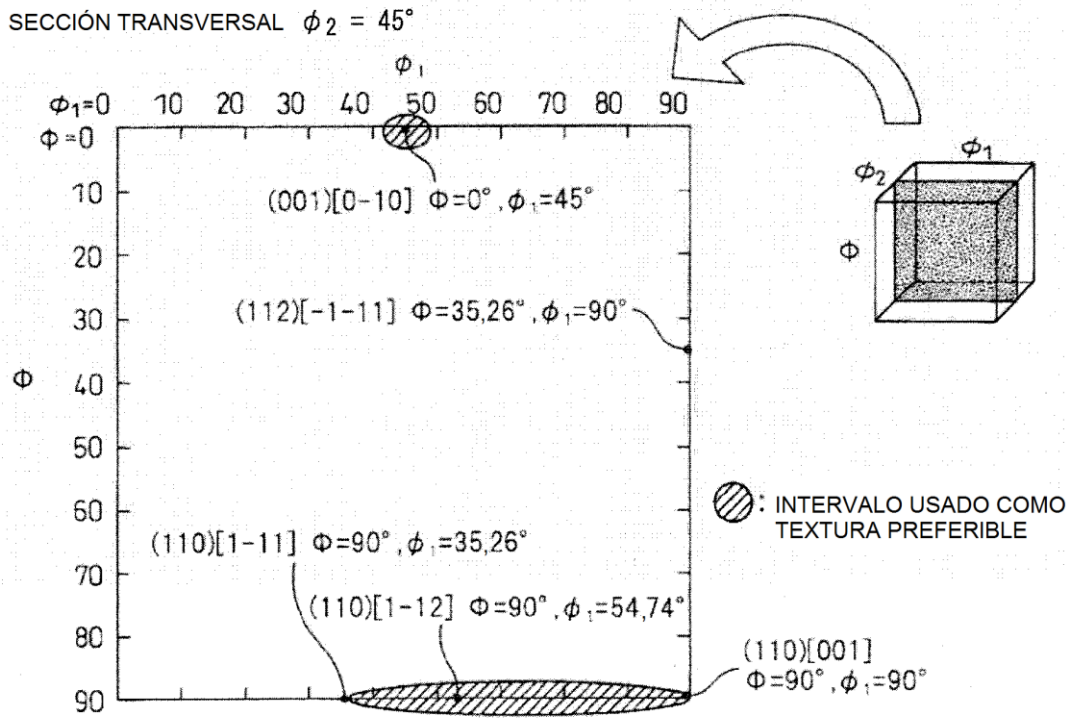


FIG. 5

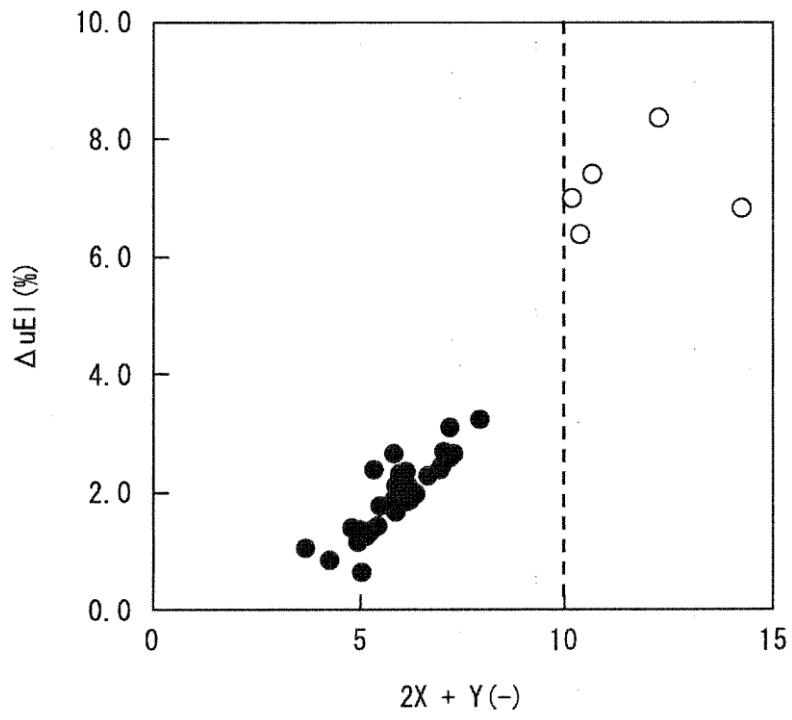


FIG. 6

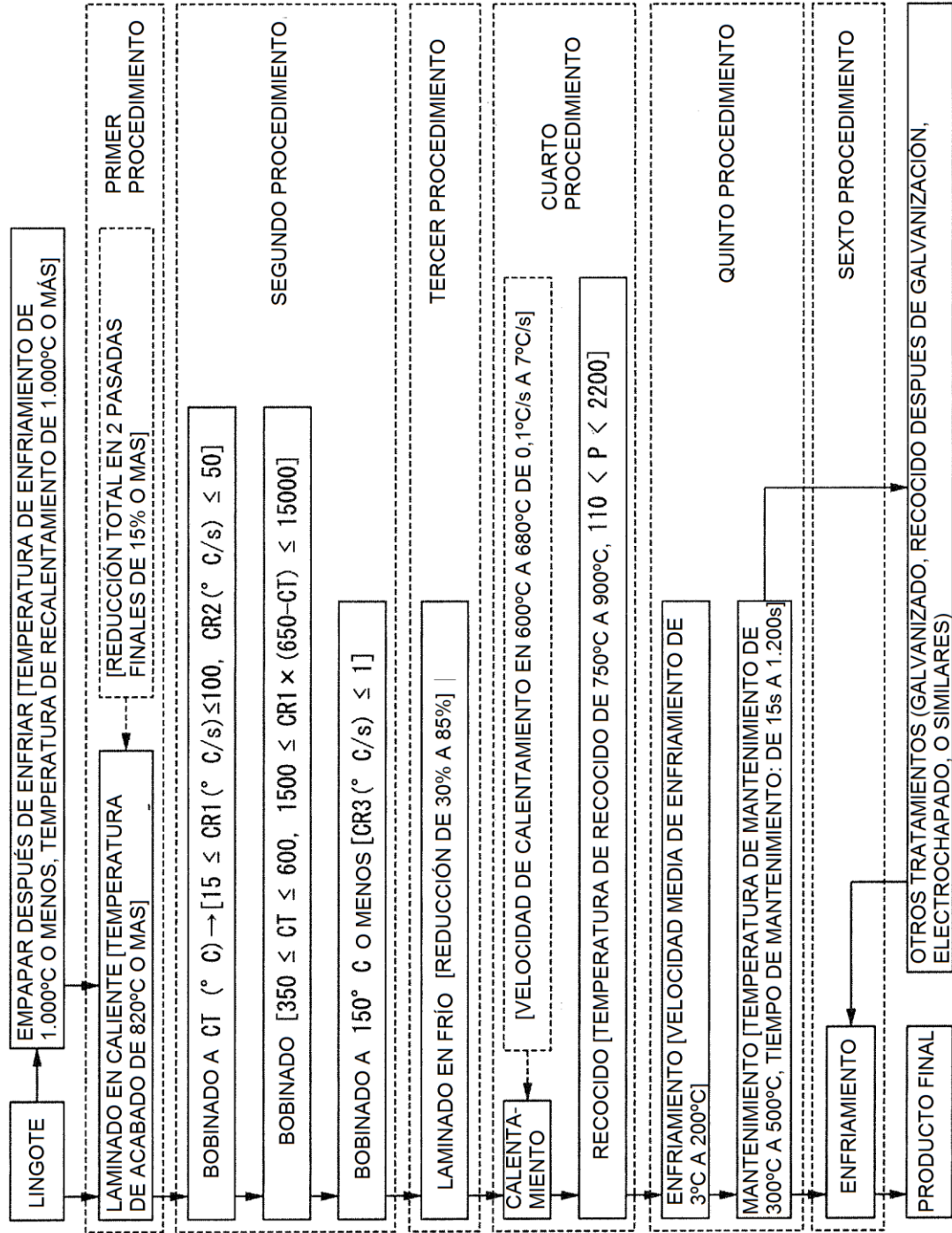


FIG. 7

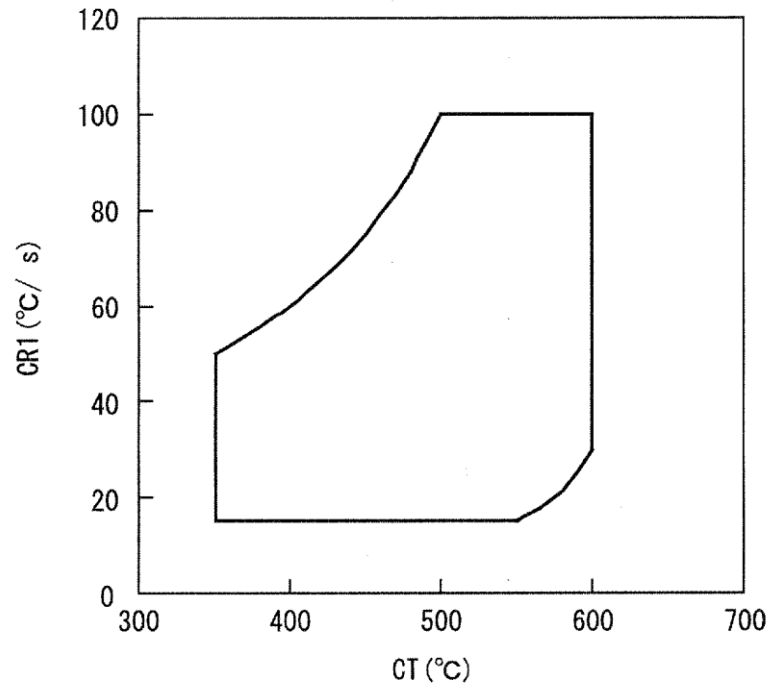


FIG. 8

