

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 690 050**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/16	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/08	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C22C 38/18	(2006.01)
C22C 38/60	(2006.01)	C22C 38/40	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C21D 8/00	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)		
C22C 38/10	(2006.01)		
C22C 38/12	(2006.01)		
C22C 38/14	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **24.05.2012 PCT/JP2012/063273**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **29.11.2012 WO12161248**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **24.05.2012 E 12789266 (9)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **15.08.2018 EP 2716783**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente y método para la producción de la misma**

30 Prioridad:

25.05.2011 JP 2011117432

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

19.11.2018

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;
HAYASHI KUNIO;
NAKANO KAZUAKI;
OKAMOTO RIKI y
FUJITA NOBUHIRO**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 690 050 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminada en caliente y método para la producción de la misma

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene una excelente deformabilidad uniforme que contribuye a su extensibilidad, estirado o similares y, que tiene una excelente deformabilidad local que contribuye a su flexibilidad, capacidad de estirado, conformabilidad de rebabas o similares, y se refiere a un método para la producción de la misma. En particular, la presente invención se refiere a una chapa de acero que incluye una estructura de Doble Fase (DP).

10 Se reivindica prioridad con respecto a la Solicitud de Patente Japonesa N.º 2011-117432, presentada el 25 de mayo de 2011.

Antecedentes de la invención

15 Para suprimir la emisión de dióxido de carbono gaseoso de un vehículo, se ha intentado reducir el peso de la carrocería de un automóvil utilizando una chapa de acero de alta resistencia. Además, desde un punto de vista de asegurar la seguridad de un pasajero, se ha intentado utilizar la chapa de acero de alta resistencia para la carrocería del automóvil además de una chapa de acero dulce. Sin embargo, para mejorar adicionalmente la reducción de peso de la carrocería del automóvil en un futuro, debería aumentarse el nivel de resistencia utilizable de la chapa de acero de alta resistencia, en comparación con la de uno convencional. Además, para utilizar la chapa de acero de alta resistencia para las piezas de la suspensión o similares de la carrocería del automóvil, la deformabilidad local que contribuye a la conformabilidad de rebabas o similares también debería mejorarse, además de la deformabilidad uniforme.

20

Sin embargo, en general, cuando aumenta la resistencia de la chapa de acero, disminuye la conformabilidad (deformabilidad). Por ejemplo, el Documento Distinto de Patente 1 describe que un alargamiento uniforme, que es importante para el estirado o extensibilidad, disminuye al reforzar la chapa de acero.

25 Al contrario, el Documento Distinto de Patente 2 describe un método que asegura el alargamiento uniforme componiendo la estructura metalográfica de la chapa de acero incluso cuando la resistencia es la misma.

Además, el Documento Distinto de Patente 3 describe un método de control de la estructura metalográfica que mejora la ductilidad local que representa la flexibilidad, la expansibilidad de agujeros o la conformabilidad de rebabas controlando las inclusiones, controlando la microestructura a una única fase y disminuyendo la diferencia de dureza entre las microestructuras. En el Documento Distinto de Patente 3, la microestructura de la chapa de acero se controla a una única fase controlando la microestructura y, de esta manera, mejora la deformabilidad local, que contribuye a la expansibilidad de agujeros o similares. Sin embargo, para controlar la microestructura a una única fase, un tratamiento térmico desde una fase única de austenita es un método de producción básico, como se describe en el Documento Distinto de Patente 4.

30

Además, el Documento Distinto de Patente 4 describe una técnica que satisface tanto la resistencia como la ductilidad de la chapa de acero controlando un enfriamiento después de un laminado en caliente para controlar la estructura metalográfica, específicamente, para obtener las morfologías pretendidas de precipitados y estructuras de transformación y obtener una fracción apropiada de ferrita y bainita. Sin embargo, todas las técnicas descritas anteriormente son métodos de mejora para la deformabilidad local que dependen del control de la microestructura y están influidos en gran medida por la formación de la microestructura de una base.

35

Asimismo, se conoce como la técnica relacionada un método que mejora las propiedades del material de la chapa de acero aumentando la reducción en un laminado en caliente continuo para refinar los granos. Por ejemplo, el Documento Distinto de Patente 5 describe una técnica que mejora la resistencia y tenacidad de la chapa de acero realizando un laminado de gran reducción en un intervalo de temperatura comparativamente más bajo, dentro de un intervalo de austenita, para refinar los granos de ferrita, que es una fase principal de un producto obtenido por transformación de la austenita no recristalizada en ferrita. Sin embargo, en el Documento Distinto de Patente 5, no considera en absoluto un método para mejorar la deformabilidad local, como se resolverá mediante la presente invención.

40

45

El documento de Patente US2008/0202639 A1 describe una chapa de acero laminada en caliente y un método de fabricación de la misma.

50 Documentos de la técnica relacionada**Documentos distintos de patente**

[Documento Distinto de Patente 1] Kishida: Nippon Steel Technical Report N.º 371 (1999), pág.13.

[Documento Distinto de Patente 2] O. Matsumura et al: Trans. ISIJ vol. 27 (1987), pág. 570.

[Documento Distinto de Patente 3] Katoh et al: Steel-manufacturing studies vol. 312 (1984), pág. 41.

[Documento Distinto de Patente 4] K. Sugimoto et al: ISIJ International vol. 40 (2000), pág. 920.

[Documento Distinto de Patente 5] NFG product introduction of NAKAYAMA STEEL WORKS, LTD.

Sumario de la invención

5 Problema técnico

Como se ha descrito anteriormente, el hecho es que no se ha encontrado técnica que satisfaga simultáneamente la alta resistencia y ambas propiedades de deformabilidad uniforme y deformabilidad local. Por ejemplo, para mejorar la deformabilidad local de la chapa de acero de alta resistencia, es necesario realizar el control de la microestructura incluyendo las inclusiones. Sin embargo, puesto que la mejora depende del control de la microestructura, es necesario controlar la fracción o la morfología de la microestructura, tal como precipitados de ferrita o bainita y, por lo tanto, la estructura metalográfica de la base está limitada. Puesto que la estructura metalográfica de la base está restringida, es difícil no solo mejorar la deformabilidad local sino también mejorar simultáneamente la resistencia y la deformabilidad local.

Un objeto de la presente invención consiste en proporcionar una chapa de acero laminada en caliente que tenga alta resistencia, excelente deformabilidad uniforme, excelente deformabilidad local y una pequeña dependencia de la orientación (anisotropía) de la conformabilidad controlando la textura y controlando el tamaño o la morfología de los granos, además de la estructura metalográfica de la base, y consiste en proporcionar un método para producir la misma. En la presente memoria, en la presente invención, la resistencia principalmente representa la resistencia a la tracción, y una alta resistencia indica una resistencia de 440 MPa o mayor en la resistencia a la tracción. Además, en la presente invención, si se satisface una alta resistencia, una excelente deformabilidad uniforme y una excelente deformabilidad local indica un caso en el que se satisfacen simultáneamente todas las condiciones de $TS \geq 440$ (unidad: MPa), $TS \times u\text{-EL} \geq 7000$ (unidad: MPa-%), $TS \times \lambda \geq 30000$ (unidad: MPa-%), y $d / RmC \geq 1$ (sin unidad) usando valores característicos de la resistencia a la tracción (TS), el alargamiento uniforme (u-EL), la relación de expansión de agujeros (λ) y d / RmC que es una relación del espesor d al radio mínimo RmC de la flexión en una dirección C.

Solución al problema

En la técnica relacionada, como se ha descrito anteriormente, se ha intentado mejorar la deformabilidad local, que contribuye a la expansibilidad de agujeros, la flexibilidad o similares, controlando las inclusiones, refinando los precipitados, homogeneizando la microestructura, controlando la microestructura a una única fase, disminuyendo la diferencia de dureza entre las microestructuras o similares. Sin embargo, únicamente mediante las técnicas descritas anteriormente, debe restringirse el constituyente principal de la microestructura. Además, cuando se añade un elemento que contribuye en gran medida a un aumento en la resistencia, tal como representativamente Nb o Ti, para una alta resistencia, la anisotropía puede aumentar significativamente. Por consiguiente, debe renunciarse a otros factores para la conformabilidad o deben limitarse las direcciones para tomar un blanco antes del conformado y, como resultado, la aplicación está restringida. Por otro lado, la deformabilidad uniforme puede mejorarse dispersando las fases duras, tales como martensita, en la estructura metalográfica.

Para obtener una alta resistencia y mejorar tanto la deformabilidad uniforme, que contribuye a la estirabilidad o similares, como la deformabilidad local, que contribuye a la expansibilidad de agujeros, la flexibilidad o similares, los inventores se han centrado recientemente en la influencia de la textura de la chapa de acero además del control de la fracción o la morfología de las estructuras metalográficas de la chapa de acero, y han investigado y buscado la operación y el efecto de las mismas en detalle. Como resultado, los inventores han encontrado que, controlando la composición química, la estructura metalográfica y la textura representada por las densidades de polo de cada orientación de un grupo de orientación cristalina específico de la chapa de acero, se obtiene una alta resistencia, la deformabilidad local mejora notablemente debido a un equilibrio de los valores de Lankford (valores r) en una dirección de laminado, y en una dirección (dirección C) que forma un ángulo de 90° con la dirección de laminado, en una dirección que forma un ángulo de 30° con la dirección de laminado o en una dirección que forma un ángulo de 60° con la dirección de laminado, y se asegura también la deformabilidad uniforme debido a la dispersión de las fases duras tales como la martensita.

Un aspecto de la presente invención emplea lo siguiente.

(1) Una chapa de acero laminada en caliente según un aspecto de la presente invención incluye, como una composición química, en % en masa, C: de 0,01% a 0,4%, Si: de 0,001% a 2,5%, Mn: de 0,001% a 4,0%, Al: de 0,001% a 2,0%, P: limitado a 0,15% o menor, S: limitado a 0,03% o menor, N: limitado a 0,01% o menor, O: limitado a 0,01% o menor y consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables, en donde, una densidad de polo promedio de un grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$, que es una densidad de polo representada por una media aritmética de las densidades de polo de cada orientación cristalina $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ y $\{223\}\langle 110 \rangle$, es de 1,0 a 5,0 y una densidad de polo de una orientación cristalina $\{332\}\langle 113 \rangle$ es de 1,0 a 4,0 en una porción central del espesor, que es un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 basado en una superficie de la

chapa de acero; la chapa de acero incluye, como una estructura metalográfica, múltiples granos e incluye, en % de área, de 30% a 99% en total de ferrita y bainita y de 1% a 70% de martensita; y cuando una fracción de área de la martensita está definida como fM en una unidad de % de área, un tamaño promedio de la martensita se define como dia, en unidades de μm , una distancia promedio entre la martensita se define como dis, en unidades de μm y una resistencia a la tracción de la chapa de acero se define como TS, en unidades de MPa, se satisface la siguiente Expresión 1 y la siguiente Expresión 2.

dia \leq 13 μm ... (Expresión 1)

TS / fM \times dis / dia \geq 500... (Expresión 2)

(2) La chapa de acero laminada en caliente según (1) puede incluir, además, como la composición química, en % en masa, al menos uno seleccionado del grupo que consiste en Mo: de 0,001% a 1,0%, Cr: de 0,001% a 2,0%, Ni: de 0,001% a 2,0%, Cu: de 0,001% a 2,0%, B: de 0,0001% a 0,005%, Nb: de 0,001% a 0,2%, Ti: de 0,001% a 0,2%, V: de 0,001% a 1,0%, W: de 0,001% a 1,0%, Ca: de 0,0001% a 0,01%, Mg: de 0,0001% a 0,01%, Zr: de 0,0001% a 0,2%, Metal de Tierras Raras: de 0,0001% a 0,1%, As: de 0,0001% a 0,5%, Co: de 0,0001% a 1,0%, Sn: de 0,0001% a 0,2%, Pb: de 0,0001% a 0,2%, Y: de 0,0001% a 0,2% y Hf: de 0,0001% a 0,2%.

(3) En la chapa de acero laminada en caliente según (1) o (2), un diámetro promedio en volumen de los granos puede ser de 5 μm a 30 μm .

(4) En la chapa de acero laminada en caliente según (1) o (2), la densidad de polo promedio del grupo de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ puede ser de 1,0 a 4,0, y la densidad de polo de la orientación cristalina $\{332\}<113>$ puede ser de 1,0 a 3,0.

(5) En la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (4), cuando un eje principal de la martensita se define como La, y un eje menor que la martensita se define como Lb, una fracción de área de la martensita que satisface la siguiente Expresión 3 puede ser del 50% al 100%, en comparación con la fracción de área fM de la martensita.

La / Lb \leq 5,0... (Expresión 3)

(6) En la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (5), la chapa de acero puede incluir, como la estructura metalográfica, en % de área, de 30% a 99% de ferrita.

(7) En la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (6), la chapa de acero puede incluir, como una estructura metalográfica, en % de área, de 5% a 90% de bainita.

(8) En la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (7), la chapa de acero puede incluir una martensita templada en la martensita.

(9) En la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (8), una fracción de área de grano grueso que tiene un tamaño de grano mayor que 35 μm puede ser de 0% a 10% entre los granos en la estructura metalográfica de la chapa de acero.

(10) En la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (9), una dureza H de la ferrita puede satisfacer la siguiente Expresión 4.

H < 200 + 30 \times [Si] + 21 \times [Mn] + 270 \times [P] + 78 \times [Nb]^{1/2} + 108 \times [Ti]^{1/2} ... (Expresión 4)

(11) En la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (10), cuando una dureza de la ferrita o la vainita, que es una fase principal, se mide en 100 puntos o más, un valor obtenido dividiendo una desviación típica de la dureza por un promedio de la dureza puede ser de 0,2 o menor.

(12) Un método para producir una chapa de acero laminada en caliente según un aspecto de la presente invención incluye: un primer laminado en caliente del acero en un intervalo de temperatura de 1000°C a 1200°C en condiciones tales que se incluye, al menos, una pasada cuya reducción es de 40% o mayor para controlar un tamaño de grano promedio de la austenita en el acero a 200 μm o menor, en donde el acero incluye, como una composición química, en % en masa, C: de 0,01% a 0,4%, Si: de 0,001% a 2,5%, Mn: de 0,001% a 4,0%, Al: de 0,001% a 2,0%, P: limitado a 0,15% o menor, S: limitado a 0,03% o menor, N: limitado a 0,01% o menor, O: limitado a 0,01% o menor, y consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables; un segundo laminado en caliente del acero en condiciones tales que, cuando una temperatura, calculada mediante la siguiente Expresión 5, se define como T1 en unidades de °C y una temperatura de transformación ferrítica, calculada mediante la siguiente Expresión 6, se define como Ar₃ en unidades de °C, se incluye una pasada de gran reducción, cuya reducción es de 30% o mayor en un intervalo de temperatura de T1 + 30°C a T1 + 200°C, una reducción acumulada en el intervalo de T1 + 30°C a T1 + 200°C es de 50% o mayor, una reducción acumulada en el intervalo de temperatura de Ar₃ a menor que T1 + 30°C está limitada a 30% o menor, y una temperatura de acabado del laminado es Ar₃ o mayor; un primer enfriamiento en condiciones tales que, cuando un tiempo de espera para un acabado de una pasada final en la pasada de gran reducción a un inicio del enfriamiento se define como t en unidades de segundos, el tiempo de espera t satisface la

siguiente Expresión 7, una velocidad de enfriamiento promedio es de 50°C/segundo o más rápida, un cambio de temperatura de enfriamiento, que es una diferencia entre una temperatura del acero al inicio del enfriamiento y una temperatura del acero al acabar el enfriamiento es de 40°C a 140°C, y la temperatura del acero al acabar del enfriamiento es $T1 + 100^\circ\text{C}$ o menor; un segundo enfriamiento del acero en un intervalo de temperatura de 600°C a 800°C a una velocidad de enfriamiento promedio de 15°C/segundo a 300°C/segundo después de acabar el segundo laminado en caliente; mantener el acero en el intervalo de temperatura de 600°C a 800°C durante 1 segundo a 15 segundos; un tercer enfriamiento del acero en un intervalo de temperatura de temperatura ambiente a 350°C a una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/segundo a 300°C/segundo después de acabar el mantenimiento; enfriar el acero en el intervalo de temperatura de temperatura ambiente a 350°C.

10
$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] \dots \text{(Expresión 5)}$$

en este caso, [C], [N] y [Mn] representan los porcentajes en masa de C, N y Mn, respectivamente.

$$Ar_3 = 879,4 - 516,1 \times [C] - 65,7 \times [Mn] + 38,0 \times [Si] + 274,7 \times [P] \dots \text{(Expresión 6)}$$

en este caso, en la Expresión 6, [C], [Mn], [Si] y [P] representan los porcentajes en masa de C, Mn, Si y P, respectivamente.

15
$$t \leq 2,5 \times t1 \dots \text{(Expresión 7)}$$

en este caso, t1 está representado mediante la siguiente Expresión 8.

$$t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times P1 / 100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1 / 100) + 3,1 \dots \text{(Expresión 8)}$$

en este caso, Tf representa una temperatura en grados centígrados del acero al acabar la pasada final, y P1 representa un porcentaje de una reducción en la pasada final.

20 (13) En el método para producir la chapa de acero laminada en caliente según (12), el acero puede incluir además, como la composición química, en % en masa, al menos uno seleccionado del grupo que consiste en Mo: de 0,001% a 1,0%, Cr: de 0,001% a 2,0%, Ni: de 0,001% a 2,0%, Cu: de 0,001% a 2,0%, B: de 0,0001% a 0,005%, Nb: de 0,001% a 0,2%, Ti: de 0,001% a 0,2%, V: de 0,001% a 1,0%, W: de 0,001% a 1,0%, Ca: de 0,0001% a 0,01%, Mg: de 0,0001% a 0,01%, Zr: de 0,0001% a 0,2%, Metal de Tierras Raras: de 0,0001% a 0,1%, As: de 0,0001% a 0,5%,
25 Co: de 0,0001% a 1,0%, Sn: de 0,0001% a 0,2%, Pb: de 0,0001% a 0,2%, Y: de 0,0001% a 0,2% y Hf: de 0,0001% a 0,2%, en donde una temperatura calculada mediante la siguiente Expresión 9 puede sustituirse por la temperatura calculada por la Expresión 5 como T1.

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots \text{(Expresión 9)}$$

30 en este caso, [C], [N], [Mn], [Nb], [Ti], [B], [Cr], [Mo] y [V] representan los porcentajes en masa de C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V, respectivamente.

(14) En el método para producir la chapa de acero laminada en caliente según (12) o (13), el tiempo de espera t puede satisfacer, además, la siguiente Expresión 10.

$$0 \leq t < t1 \dots \text{(Expresión 10)}$$

35 (15) En el método para producir la chapa de acero laminada en caliente según (12) o (13), el tiempo de espera t puede satisfacer, además, la siguiente Expresión 11.

$$t1 \leq t \leq t1 \times 2,5 \dots \text{(Expresión 11)}$$

40 (16) En el método para producir la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (12) a (15), en el primer laminado en caliente, al menos pueden realizarse dos veces los laminados cuya reducción es de 40% o mayor, y el tamaño de grano promedio de la austenita puede controlarse a 100 μm o menor.

(17) En el método para producir la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (12) a (16), el segundo enfriamiento puede empezar a los 3 segundos después de acabar el segundo laminado en caliente.

(18) En el método para producir la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (12) a (17), en el segundo laminado en caliente, un aumento de temperatura del acero entre pasadas puede ser de 18°C o menor.

45 (19) En el método para producir la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (12) a (18), una pasada final de los laminados en el intervalo de temperatura $T1 + 30^\circ\text{C}$ a $T1 + 200^\circ\text{C}$ puede ser la pasada de gran reducción.

50 (20) En el método para producir la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (12) a (19), en el mantenimiento, el acero puede mantenerse en un intervalo de temperatura de 600°C a 680°C durante 3 segundos a 15 segundos.

(21) En el método para producir la chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (12) a (20), el primer enfriamiento puede realizarse en un intervalo entre soportes de laminado.

Efectos ventajosos de la invención

- 5 Según los aspectos anteriores de la presente invención, es posible obtener una chapa de acero laminada en caliente que tenga alta resistencia, excelente deformabilidad uniforme, excelente deformabilidad local y una pequeña anisotropía, incluso cuando se añade un elemento tal como Nb o Ti.

Breve descripción de los dibujos

La FIG. 1 muestra una relación entre una densidad de polo promedio D1 de un grupo de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ y d / RmC (espesor d / radio de flexión mínimo RmC).

- 10 La FIG. 2 muestra una relación entre una densidad de polo D2 de una orientación cristalina $\{332\}<113>$ y d / RmC .

Descripción detallada de las realizaciones preferidas

En lo sucesivo en la presente memoria, se describirá en detalle una chapa de acero laminada en caliente según una realización de la presente invención. En primer lugar, se describirá una densidad de polo de una orientación cristalina de la chapa de acero laminada en caliente.

- 15 Densidad de Polo Promedio D1 de la Orientación Cristalina: 1,0 a 5,0

Densidad de Polo D2 de la Orientación Cristalina: 1,0 a 4,0

- 20 En la chapa de acero laminada en caliente según la realización, como las densidades de polo de dos clases de orientaciones cristalinas, la densidad de polo promedio D1 de un grupo de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ (en lo sucesivo en la presente memoria, denominada como "densidad de polo promedio") y la densidad de polo D2 de una orientación cristalina $\{332\}<113>$ en una porción central del espesor, que es un intervalo de espesor de $5/8$ a $3/8$ (un intervalo que es $5/8$ a $3/8$ del espesor distante de una superficie de la chapa de acero a lo largo de una dirección normal (la dirección de la profundidad) de la chapa de acero), se controlan con referencia a una sección transversal del espesor (un vector normal del mismo corresponde a la dirección normal) que es paralela a una dirección de laminado.

- 25 En la realización, la densidad de polo promedio D1 es una característica especialmente importante (integración de la orientación y el desarrollo de textura) de la textura (orientación cristalina de los granos en la estructura metalográfica). En la presente memoria, la densidad de polo promedio D1 es la densidad de polo que está representada por la media aritmética de las densidades de polo de cada orientación cristalina $\{100\}<011>$, $\{116\}<110>$, $\{114\}<110>$, $\{112\}<110>$ y $\{223\}<110>$.

- 30 Una razón de intensidad de intensidad de difracción de electrones o intensidad de difracción de rayos X de cada orientación con respecto a una muestra aleatoria se obtiene realizando una Difracción de Electrones por Retrodispersión (EBSD) o difracción de rayos X sobre la sección transversal anterior en la porción central del espesor que es el intervalo de espesor de $5/8$ a $3/8$, y la densidad de polo promedio D1 del grupo de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ puede obtenerse a partir de cada razón de intensidad.

- 35 Cuando la densidad de polo promedio D1 del grupo de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ es 5,0 o menor, se satisface que d / RmC (un parámetro en el cual el espesor d está dividido por un radio de flexión mínimo RmC (flexión en la dirección C)) es 1,0 o mayor, que es el requisito mínimo para trabajar con piezas de la suspensión o piezas del bastidor. En particular, la condición es un requisito para que la resistencia a la tracción TS, la relación de expansión de agujeros λ , y el alargamiento total EL satisfagan preferiblemente $TS \times \lambda \geq 30000$ y $TS \times EL \geq 14000$, que son dos condiciones requeridas para las piezas de la suspensión de la carrocería de un automóvil.

- 40 Además, cuando la densidad de polo promedio D1 es 4,0 o menor, disminuye una razón ($Rm45 / RmC$) de un radio de flexión mínimo $Rm45$ de una dirección de flexión a 45° con respecto al radio de flexión mínimo RmC de la flexión en la dirección C, siendo la razón un parámetro dependiente de la orientación (isotropía) de la conformabilidad, y puede asegurarse una excelente deformabilidad local, que es independiente de la dirección de flexión. Como se ha descrito anteriormente, la densidad de polo promedio D1 puede ser 5,0 o menor, y puede ser preferiblemente 4,0 o menor. En un caso donde son necesarias una excelente expansibilidad de agujeros adicional o unas pequeñas propiedades de flexión crítica, la densidad de polo promedio D1 puede ser más preferiblemente menor que 3,5 y puede ser adicionalmente preferiblemente menor que 3,0.

- 45 Cuando la densidad de polo promedio D1 del grupo de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ es mayor que 5,0, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la chapa de acero aumenta significativamente. Como resultado, aunque mejora la deformabilidad local solo en una dirección específica, la deformabilidad local en una dirección diferente de la dirección específica disminuye significativamente. Por lo tanto, en ese caso, la chapa de acero no puede satisfacer $d / RmC \geq 1,0$.

Por otro lado, cuando la densidad de polo promedio D1 es menor que 1,0, la deformabilidad local puede disminuir. Por consiguiente, preferiblemente, la densidad de polo promedio D1 puede ser 1,0 o mayor.

5 Además, por razones similares, la densidad de polo D2 de la orientación cristalina $\{332\}\langle 113\rangle$ en la porción central del espesor, que es el intervalo de espesor de $5/8$ a $3/8$, puede ser 4,0 o menor. La condición es un requisito para que la chapa de acero satisfaga $d / RmC \geq 1,0$, y particularmente, que la resistencia a la tracción TS, la razón de expansión de agujeros λ y el alargamiento total EL satisfagan preferiblemente $TS \times \lambda \geq 30000$ y $TS \times EL \geq 14000$, que son dos condiciones requeridas para las piezas de la suspensión.

10 Además, cuando la densidad de polo D2 es 3,0 o menor, una razón $TS \times \lambda$ o d / RmC pueden mejorarse adicionalmente. La densidad de polo D2 puede ser preferiblemente 2,5 o menor, y puede ser más preferiblemente 2,0 o menor. Cuando la densidad de polo D2 es mayor que 4,0, la anisotropía de las propiedades mecánicas de la chapa de acero aumenta significativamente. Como resultado, aunque mejora la deformabilidad local solo en una dirección específica, la deformabilidad local en una dirección diferente de la dirección específica disminuye significativamente. Por lo tanto, en ese caso, la chapa de acero no puede satisfacer suficientemente $d / RmC \geq 1,0$.

15 Por otro lado, cuando la densidad de polo promedio D2 es menor que 1,0, la deformabilidad local puede disminuir. Por consiguiente, preferiblemente, la densidad de polo D2 de la orientación cristalina $\{332\}\langle 113\rangle$ puede ser 1,0 o mayor.

20 La densidad de polo es sinónimo de una relación de intensidad aleatoria de rayos X. La relación de intensidad aleatoria de rayos X puede obtenerse como sigue. La intensidad de difracción (de rayos X o de electrones) de una muestra convencional que no tiene una textura para una orientación específica y la intensidad de difracción de un material de ensayo se miden por el método de difracción de rayos X en las mismas condiciones. La razón de intensidad aleatoria de rayos X se obtiene dividiendo la intensidad de difracción del material de ensayo por la intensidad de difracción de la muestra convencional. La densidad de polo puede medirse usando la difracción de rayos X, la Difracción de Retrodispersión de Electrones (EBSD), o el Patrón de Canalización de Electrones (ECP). Por ejemplo, la densidad de polo promedio D1 del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ puede obtenerse como sigue. Las densidades de polo de cada orientación $\{100\}\langle 110\rangle$, $\{116\}\langle 110\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ y $\{223\}\langle 110\rangle$ se obtienen a partir de una textura tridimensional (ODF: Funciones de Distribución de Orientación) que se calcula mediante un método de expansión en serie usando múltiples cifras de polo en las cifras de polo de $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$ y $\{310\}$ medidas por los métodos anteriores. La densidad de polo promedio D1 se obtiene calculando una media aritmética de las densidades de polo.

30 Con respecto a las muestras que se suministran para la difracción de rayos X, la EBSD y el ECP, el espesor de la chapa de acero puede reducirse a un espesor predeterminado por pulido mecánico o similares, la tensión puede eliminarse por pulido químico, pulido electrolítico o similares, las muestras pueden ajustarse de modo que una superficie apropiada que incluya el intervalo de espesor de $5/8$ a $3/8$ sea una superficie de medición y, después, las densidades de polo pueden medirse por los métodos anteriores. Con respecto a una dirección transversal es preferible que las muestras se recojan en la posición $1/4$ o $3/4$ del espesor (una posición que está a $1/4$ de la anchura de la chapa de acero distante desde un borde lateral de la chapa de acero).

35 Cuando las densidades de polo anteriores se satisfacen en muchas otras porciones del espesor de la chapa de acero, además de en la porción central del espesor, la deformabilidad local mejora adicionalmente. Sin embargo, puesto que la textura en la porción central del espesor influye significativamente en la anisotropía de la chapa de acero, las propiedades del material en la porción central del espesor representan aproximadamente las propiedades del material en la totalidad de la chapa de acero. Por consiguiente, se prescriben la densidad de polo promedio D1 del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ y la densidad de polo D2 de la orientación cristalina $\{332\}\langle 113\rangle$ en la porción central del espesor de $5/8$ a $3/8$.

40 En la presente memoria, $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ indica que la dirección normal de la superficie de la chapa es paralela a $\langle hkl\rangle$ y la dirección de laminado es paralela a $\langle uvw\rangle$ cuando la muestra se recoge por el método descrito anteriormente. Además, en general, en la orientación del cristal, una orientación perpendicular a la superficie de la chapa está representada por $\{hkl\}$ o $\{hkl\}$ y una orientación paralela a la dirección de laminado está representada por $[uvw]$ o $\langle uvw\rangle$. La expresión $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ indica colectivamente planos equivalentes y la expresión $(hkl)[uvw]$ indica cada plano del cristal. Específicamente, puesto que la realización se dirige a una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc), por ejemplo, los planos (111) , (-111) , $(1-11)$, $(11-1)$, $(-1-11)$, $(-11-1)$, $(1-1-1)$ y $(-1-1-1)$ son equivalentes y no pueden clasificarse. En ese caso, la orientación se denomina colectivamente $\{111\}$. Puesto que la expresión ODF se usa también para expresiones de orientación de otras estructuras cristalinas que tienen baja simetría, generalmente, cada orientación está representada por $(hkl)[uvw]$ en la expresión ODF. Sin embargo, en la realización, $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ y $(hkl)[uvw]$ son sinónimos.

45 A continuación, se describirá una estructura metalográfica de la chapa de acero laminada en caliente según la realización.

Una estructura metalográfica de la chapa de acero laminada en caliente según la realización es fundamentalmente una estructura de Doble Fase (DP) que incluye múltiples granos, incluye ferrita y/o bainita como una fase principal e

ES 2 690 050 T3

5 incluye martensita como una fase secundaria. La resistencia y la deformabilidad uniforme pueden aumentar por dispersión de la martensita, que es la fase secundaria y la fase dura, en la ferrita o la bainita, que es la fase principal y tiene una deformabilidad excelente. La mejora en la deformabilidad uniforme se deriva de un aumento en la tasa de endurecimiento de trabajo dispersando finamente la martensita, que es la fase dura, en la estructura metalográfica. Además, en la presente memoria, la ferrita o la bainita incluye ferrita poligonal y ferrita bainítica.

10 La chapa de acero laminada en caliente según la realización incluye austenita residual, perlita, cementita, múltiples inclusiones o similares como la microestructura además de la ferrita, la bainita y la martensita. Es preferible que las microestructuras distintas de ferrita, bainita y martensita estén limitadas a, en % de área del 0% al 10%. Además, cuando la austenita está retenida en la microestructura, la fragilización por trabajado secundario o las propiedades de fractura retrasada se deterioran. Por consiguiente, excepto por la austenita residual, que existe inevitablemente como una fracción de aproximadamente 5% de área, es preferible que la austenita residual no esté incluida sustancialmente.

Fracción de área de ferrita y bainita, que son la Fase Principal: de 30% a menor que 99%

15 La ferrita y la bainita, que son la fase principal, son comparativamente blandas, y tienen una excelente deformabilidad. Cuando la fracción de área de la ferrita y la bainita es 30% o mayor en total, se satisfacen ambas propiedades de deformabilidad uniforme y deformabilidad local de la chapa de acero laminada en caliente según la realización. Más preferiblemente, la ferrita y la bainita pueden ser, en % de área, 50% o mayor en total. Por otro lado, cuando la fracción de área de la ferrita y de la bainita es 99% o mayor en total, disminuyen la resistencia y la deformabilidad uniforme de la chapa de acero.

20 Preferiblemente, la fracción de área de la ferrita, que es la fase principal, puede ser de 30% a 99%. Controlando la fracción de área de la ferrita, que tiene una deformabilidad comparativamente excelente de 30% a 99%, es posible aumentar preferiblemente la ductilidad (deformabilidad) en un balance entre la resistencia y la ductilidad (deformabilidad) de la chapa de acero. En particular, la ferrita contribuye a la mejora de la deformabilidad uniforme.

25 Alternativamente, la fracción de área de la bainita, que es la fase principal, puede ser de 5% a 80%. Controlando la fracción de área de la bainita, que tiene una resistencia comparativamente excelente de 5% a 80%, es posible aumentar preferiblemente la resistencia en un balance entre la resistencia y la ductilidad (deformabilidad) de la chapa de acero. Aumentando la fracción de área de la bainita, que es una fase más dura que la ferrita, mejora la resistencia de la chapa de acero. Además, la bainita, que tiene una pequeña diferencia de dureza con respecto a la martensita según se compara con la ferrita, suprime el inicio de huecos en la interfaz entre la fase blanda y la fase dura, y mejora la expansibilidad de agujeros.

30 Fracción de área fM de Martensita: de 1% a 70%

35 Dispersando la martensita, que es la fase secundaria y es la fase dura, en la estructura metalográfica, es posible mejorar la resistencia y la deformabilidad uniforme. Cuando la fracción de área de la martensita es menor que 1%, la dispersión de la fase dura es insuficiente, disminuye la tasa de endurecimiento de trabajo y disminuye la deformabilidad uniforme. Preferiblemente, la fracción de área de la martensita puede ser de 3% o mayor. Por otro lado, cuando la fracción de área de la martensita es mayor que 70%, la fracción de área de la fase dura es excesiva, y la deformabilidad de la chapa de acero disminuye significativamente. Según el balance entre la resistencia y la deformabilidad, la fracción de área de la martensita puede ser de 50% o menor. Preferiblemente, la fracción de área de la martensita puede ser de 30% o menor. Más preferiblemente, la fracción de área de la martensita puede ser de 20% o menor.

Tamaño de grano promedio dia de la Martensita: 13 μm o menor

45 Cuando el tamaño promedio de la martensita es mayor que 13 μm , la deformabilidad uniforme de la chapa de acero puede disminuir y la deformabilidad local puede disminuir. Se considera que el alargamiento uniforme disminuye debido al hecho de que la contribución al endurecimiento por trabajado disminuye cuando el tamaño promedio de la martensita es grueso y que la deformabilidad local disminuye debido al hecho de que se inician huecos fácilmente en las proximidades de la martensita gruesa. Preferiblemente, el tamaño promedio de la martensita puede ser menor que 10 μm . Más preferiblemente, el tamaño promedio de la martensita puede ser de 7 μm o menor.

Relación de TS / fM \times dis / dia: 500 o mayor

50 Además, como resultado de la investigación en detalle por los inventores, se ha encontrado que, cuando la resistencia a la tracción se define como TS (resistencia a la tracción), en unidades de MPa, la fracción de área de la martensita se define como fM (fracción de Martensita), en unidades de %, una distancia promedio entre los granos de martensita se define como dis (distancia), en unidades de μm , y el tamaño de grano promedio de la martensita se define como dia (diámetro), en unidades de μm , la deformabilidad uniforme de la chapa de acero mejora en un caso en el que la relación entre TS, fM, dis y dia satisface la siguiente Expresión 1.

55
$$\text{TS} / \text{fM} \times \text{dis} / \text{dia} \geq 500 \dots (\text{Expresión 1})$$

ES 2 690 050 T3

5 Cuando la relación de $TS / fM \times dis / dia$ es menor que 500, la deformabilidad uniforme de la chapa de acero puede disminuir significativamente. No queda clara una explicación física de la Expresión 1. Sin embargo, se considera que el endurecimiento por trabajado ocurre más eficazmente cuando disminuye la distancia promedio dis entre los granos de martensita y cuando aumenta el tamaño de grano promedio dia de la martensita. Además, la relación de $TS / fM \times dis / dia$ no tiene particularmente un límite superior. Sin embargo, desde un punto de vista industrial, puesto que la relación de $TS / fM \times dis / dia$ apenas supera los 10000, el límite superior puede ser de 10000 o menor.

Fracción de Martensita que tiene una Razón de Eje Principal a Eje Menor de 5,0 o menor: 50% o mayor

10 Además, cuando un eje principal de un grano de martensita se define como La , en unidades de μm , y un eje menor de un grano de martensita se define como Lb , en unidades de μm , la deformabilidad local puede mejorar preferiblemente en un caso en el que una fracción de área del grano de martensita que satisface la siguiente Expresión 2 sea de 50% a 100%, en comparación con la fracción de área fM de la martensita.

$$La / Lb \leq 5,0 \dots \text{(Expresión 2)}$$

15 Las razones detalladas por las que se obtiene el efecto no quedan claras. Sin embargo, se considera que la deformabilidad local mejora debido al hecho de que la forma de la martensita varía de una forma acicular a una forma esférica, y que se alivia una concentración de tensión excesiva hacia la ferrita o la bainita cerca de la martensita. Preferiblemente, la fracción de área del grano de martensita que tiene La/Lb de 3,0 o menor puede ser 50% o mayor, en comparación con la fM . Más preferiblemente, la fracción de área del grano de martensita que tiene La/Lb de 2,0 o menor puede ser de 50% o mayor, en comparación con la fM . Además, cuando la fracción de martensita equiaxial es menor que 50%, en comparación con la fM , la deformabilidad local puede deteriorarse. Además, un límite inferior de la Expresión 2 puede ser de 1,0.

20 Además, toda o parte de la martensita puede ser una martensita templada. Cuando la martensita es la martensita templada, aunque la resistencia de la chapa de acero disminuye, la expansibilidad de agujeros de la chapa de acero mejora por una disminución en la diferencia de dureza entre la fase principal y la fase secundaria. Según el balance entre la resistencia requerida y la deformabilidad requerida, la fracción de área de la martensita templada puede controlarse en comparación con la fracción de área fM de la martensita.

25 La estructura metalográfica tal como ferrita, bainita o martensita, como se ha descrito anteriormente, puede observarse mediante un Microscopio Electrónico de Barrido con Emisión de Campo (FE-SEM) en un intervalo de espesor de $1/8$ a $3/8$ (un intervalo de espesor en el que la posición $1/4$ del espesor es el centro). Los valores característicos anteriores pueden determinarse a partir de micrografías que se obtienen por observación. Además, los valores característicos pueden determinarse también mediante la EBSD descrita a continuación. Para la observación de FE-SEM, se recogen muestras de modo que una sección observada es la sección transversal en espesor (el vector normal de la misma corresponde a la dirección normal) que es paralelo a la dirección de laminado de la chapa de acero y la sección observada se pule y se ataca químicamente con nital. Además, en la dirección del espesor, la estructura metalográfica (constituyente) de la chapa de acero puede ser significativamente diferente entre la zona próxima a la superficie de la chapa de acero y la zona próxima al centro de la chapa de acero, debido a la decarburación y segregación de Mn. Por consiguiente, en la realización, se observa la estructura metalográfica basada en la posición $1/4$ del espesor.

Diámetro de granos promedio en volumen: de $5 \mu m$ a $30 \mu m$

40 Además, para mejorar adicionalmente la deformabilidad, el tamaño de los granos en la estructura metalográfica, puede refinarse particularmente el diámetro promedio en volumen. Además, las propiedades de fatiga (relación de límite de fatiga) requeridas para una chapa de acero de automóvil o similar pueden mejorar también refinando el diámetro promedio en volumen. Puesto que el número de granos gruesos influye significativamente en la deformabilidad, en comparación con el número de granos finos, la deformabilidad se correlaciona significativamente con el diámetro promedio en volumen calculado como el promedio ponderal del volumen, en comparación con un diámetro promedio en número. Por consiguiente, para obtener los efectos anteriores, el diámetro promedio en volumen puede ser de $5 \mu m$ a $30 \mu m$, más preferiblemente puede ser de $5 \mu m$ a $20 \mu m$, y puede ser adicionalmente preferiblemente de $5 \mu m$ a $10 \mu m$.

45 Además, se considera que, cuando disminuye el diámetro promedio en volumen, se suprime la concentración local de tensiones del orden de micrómetros, la tensión puede dispersarse durante la deformación local y el alargamiento, particularmente, el alargamiento uniforme, mejora. Además, cuando el diámetro promedio en volumen disminuye, un límite de grano que actúa como una barrera para el movimiento de dislocación puede controlarse apropiadamente, el límite de grano puede afectar a la deformación plástica repetitiva (fenómeno de fatiga) derivada del movimiento de dislocación, y por tanto, pueden mejorarse las propiedades de fatiga.

55 Además, como se describe más adelante, puede determinarse el diámetro de cada grano (unidad de granos). La perlita se identifica mediante una observación metalográfica al microscopio óptico. Además, las unidades de grano de la ferrita, la austenita, la bainita y la martensita se identifican mediante EBSD. Si la estructura cristalina de un área medida por EBSD es una estructura cúbica centrada en las caras (estructura fcc), el área se considera como

austenita. Además, si la estructura cristalina de un área medida por EBSD es una estructura cúbica centrada en el cuerpo (estructura bcc), el área se considera como una cualquiera de ferrita, bainita y martensita. La ferrita, la bainita y la martensita pueden identificarse usando un método de Desorientación Promedio de Kernel (KAM) que se añade en un Patrón de Difracción de Electrones por Retrodispersión-Microscopio de Imágenes de Orientación (EBSP-OIM, Marca Registrada). En el método KAM, con respecto a una primera aproximación (en total 7 píxeles) usando un píxel hexagonal regular (píxel central) en los datos de medición y 6 píxeles adyacentes al píxel central, una segunda aproximación (19 píxeles en total) usando 12 píxeles más hacia el exterior de los 6 píxeles anteriores, o una tercera aproximación (37 píxeles en total) usando 18 píxeles más hacia fuera de los 12 píxeles anteriores, se promedia una desorientación entre cada píxel, considerándose el promedio obtenido como el valor del píxel central, y la operación anterior se realiza sobre todos los píxeles. El cálculo por el método KAM se realiza para no superar el límite de grano, y puede obtenerse un mapa que representa la rotación del cristal intragranular. El mapa muestra la distribución de tensiones basada en la rotación del cristal local intragranular.

En la realización, la desorientación entre píxeles adyacentes se calcula usando la tercera aproximación en EBSP-OIM (marca registrada). Por ejemplo, la medición de orientación descrita anteriormente se realiza mediante una etapa de medición de 0,5 μm o menor a un aumento de 1500 veces, considerándose una posición en la cual la desorientación entre los puntos de medición adyacentes es mayor que 15° como una frontera de grano (la frontera de grano no siempre es un límite de grano general), se calcula el diámetro equivalente de círculo y, de esta manera, se obtienen los tamaños de grano de la ferrita, la bainita, la martensita y la austenita. Cuando la perlita se incluye en la estructura metalográfica, el tamaño de grano de la perlita puede calcularse aplicando un método de procesamiento de imágenes tal como un procesamiento de binarización o un método de intercepción para la micrografía obtenida por el microscopio óptico.

En el grano (unidad de granos) definido como se ha descrito anteriormente, cuando un radio equivalente de círculo (un valor medio del diámetro equivalente de círculo) se define como r , el volumen de cada grano se obtiene mediante $4 \times \pi \times r^3 / 3$, y el diámetro promedio en volumen puede obtenerse mediante el promedio ponderado del volumen. Además, puede obtenerse una fracción de área de granos gruesos como se describe a continuación dividiendo el área de los granos gruesos obtenidos usando el método por el área medida. Además, excepto para el diámetro promedio en volumen, el diámetro equivalente de círculo o el tamaño de grano obtenido por el procesamiento de binarización, se usa el método de intercepción o similar, por ejemplo, como el tamaño de grano promedio día de la martensita.

La distancia promedio dis entre los granos de martensita puede determinarse usando la frontera entre el grano de martensita y el grano distinto de martensita obtenida por el método EBSD (sin embargo, FE-SEM en el que puede realizarse EBSD) además del método de observación FE-SEM.

Fracción de área de granos gruesos que tienen un tamaño de grano de más de 35 μm : de 0% a 10%

Además, para mejorar adicionalmente la deformabilidad local, con respecto a todos los constituyentes de la estructura metalográfica, la fracción de área (la fracción de área de los granos gruesos) que está ocupada por granos (granos gruesos) que tienen un tamaño de grano de más de 35 μm de ocupación por área unitaria puede limitarse para que sea de 0% a 10%. Cuando aumenta el número de granos que tienen un tamaño más grande, la resistencia a la tracción puede disminuir y la deformabilidad local puede disminuir también. Por consiguiente, es preferible refinar los granos. Además, puesto que la deformabilidad local mejora tensando todos los granos uniforme y equivalentemente, la tensión local de los granos puede suprimirse limitando la fracción de granos gruesos.

Desviación típica de la distancia promedio dis entre granos de martensita: 5 μm o menor

Además, para mejorar adicionalmente la deformabilidad local tal como la flexibilidad, la capacidad de estirado, la conformabilidad de rebabas o la expansibilidad de agujeros, es preferible que la martensita, que es la fase dura, esté dispersada en la estructura metalográfica. Por lo tanto, es preferible que la desviación típica de la distancia promedio dis entre los granos de martensita sea de 0 μm a 5 μm . En este caso, la distancia promedio dis y la desviación típica pueden obtenerse midiendo la distancia entre los granos de martensita en 100 puntos o más.

Dureza H de la ferrita: es preferible que satisfaga la siguiente Expresión 3

La ferrita, que es la fase principal y la fase blanda, contribuye a la mejora en la deformabilidad de la chapa de acero. Por consiguiente, es preferible que la dureza promedio H de la ferrita satisfaga la siguiente Expresión 3. Cuando está contenida una ferrita que es más dura que la siguiente Expresión 3, puede que no se obtengan los efectos de mejora de la deformabilidad de la chapa de acero. Además, la dureza promedio H de la ferrita se obtiene midiendo la dureza de la ferrita en 100 puntos o más bajo una carga de 1 mN en un equipo para la creación de nano-muecas.

$$H < 100 + 30 \times [\text{Si}] + 21 \times [\text{Mn}] + 270 \times [\text{P}] + 78 \times [\text{Nb}]^{1/2} + 108 \times [\text{Ti}]^{1/2} \dots \text{(Expresión 3)}$$

En este caso, [Si], [Mn], [P], [Nb] y [Ti] representan los porcentajes en masa de Si, Mn, P, Nb y Ti, respectivamente.

Desviación típica / promedio de dureza de ferrita o bainita: 0,2 o menor

- Como resultado de la investigación por parte de los inventores que se centra en la homogeneidad de la ferrita o la bainita, que es la fase principal, se ha encontrado que, cuando la homogeneidad de la fase principal es alta en la microestructura, el balance entre la deformabilidad uniforme y la deformabilidad local puede mejorar preferiblemente. Específicamente, cuando un valor en el que la desviación típica de la dureza de la ferrita está dividida por el promedio de la dureza de la ferrita, es de 0,2 o menor, los efectos pueden obtenerse preferiblemente. Además, cuando un valor, en el que la desviación típica de la dureza de la bainita está dividida por el promedio de la dureza de la bainita, es de 0,2 o menor, los efectos pueden obtenerse preferiblemente. La homogeneidad puede obtenerse midiendo la dureza de la ferrita o la bainita, que es la fase principal, en 100 puntos o más bajo una carga de 1 mN en el equipo para la creación de nano-muecas y usando el promedio obtenido y la desviación típica obtenida.
- 5 Específicamente, la homogeneidad aumenta con una disminución en el valor de la desviación típica de la dureza / promedio de la dureza y los efectos pueden obtenerse cuando el valor es 0,2 o menor. En el equipo para la creación de nano-muecas (por ejemplo, UMIS-2000 fabricado por CSIRO Corporation), usando un equipo para la creación de muescas más pequeñas que el tamaño de grano, puede medirse la dureza de un único grano que no incluye el límite de grano.
- 10
- 15 A continuación, se describirá una composición química de la chapa de acero laminada en caliente según la realización.
- En lo sucesivo en la presente memoria, se dará una descripción de los elementos básicos de la chapa de acero laminada en caliente según la realización y el intervalo de limitación y las razones para la limitación. Además, el % en la descripción representa % en masa.
- 20 C: de 0,1% a 0,4%
- El C (carbono) es un elemento que aumenta la resistencia de la chapa de acero y es un elemento esencial para obtener la fracción de área de la martensita. Un límite inferior del contenido de C debe ser de 0,01% para obtener la martensita de 1% o mayor, en % de área. Por otro lado, cuando el contenido de C es mayor que 0,40%, la deformabilidad de la chapa de acero disminuye y la soldabilidad de la chapa de acero también se deteriora.
- 25 Preferiblemente, el contenido de C puede ser de 0,30% o menor.
- Si: de 0,001% a 2,5%
- El Si (silicio) es un elemento desoxidante del acero y es un elemento que es eficaz para aumentar la resistencia mecánica de la chapa de acero. Además, el Si es un elemento que estabiliza la ferrita durante el control de temperatura después del laminado en caliente y suprime la precipitación de cementita durante la transformación bainítica. Sin embargo, cuando el contenido de Si es mayor que 2,5%, la deformabilidad de la chapa de acero disminuye y tienden a formarse muescas sobre la superficie sobre la chapa de acero. Por otro lado, cuando el contenido de Si es menor que 0,001%, es difícil obtener los efectos.
- 30
- Mn: de 0,001% a 4,0%
- El Mn (manganeso) es un elemento que es eficaz para aumentar la resistencia mecánica de la chapa de acero. Sin embargo, cuando el contenido de Mn es mayor que 4,0%, disminuye la deformabilidad de la chapa de acero. Preferiblemente, el contenido de Mn puede ser de 3,5% o menor. Más preferiblemente, el contenido de Mn puede ser de 3,0% o menor. Por otro lado, cuando el contenido de Mn es menor que 0,001%, es difícil obtener los efectos. Además, el Mn también es un elemento que suprime las grietas durante el laminado en caliente, fijando el S (azufre) en el acero. Cuando no se añaden suficientemente elementos tales como Ti que suprimen la aparición de grietas debido al S durante el laminado en caliente, excepto para Mn, es preferible que el contenido de Mn y el contenido S satisfagan $Mn / S \geq 20\%$ en masa.
- 35
- 40 Al: de 0,001% a 2,0%
- El Al (aluminio) es un elemento desoxidante del acero. Además, el Al es un elemento que estabiliza la ferrita durante el control de temperatura después del laminado en caliente y suprime la precipitación de cementita durante la transformación bainítica. Para obtener los efectos, el contenido de Al debe ser de 0,001% o mayor. Sin embargo, cuando el contenido de Al es mayor que 2,0%, se deteriora la soldabilidad. Además, aunque es difícil mostrar cuantitativamente los efectos, el Al es un elemento que aumenta significativamente una temperatura Ar_3 a la cual se inicia la transformación de γ (austenita) a α (ferrita) durante el enfriamiento del acero. Por consiguiente, puede controlarse la Ar_3 del acero mediante el contenido de Al.
- 45
- 50 La chapa de acero laminada en caliente según la realización incluye impurezas inevitables además de los elementos básicos descritos anteriormente. En este caso, las impurezas inevitables indican elementos tales como P, S, N, O, Cd, Zn o Sb que se mezclan inevitablemente a partir de materias primas auxiliares tales como chatarra o a partir de procesos de producción. En los elementos, P, S, N y O están limitados a lo siguiente para obtener preferiblemente los efectos. Es preferible que las impurezas inevitables distintas de P, S, N y O estén limitadas individualmente a 0,02% o menor. Además, incluso cuando están incluidas impurezas de 0,02% o menor, los efectos no se ven afectados. El intervalo de limitación de las impurezas incluye 0%, sin embargo, es industrialmente difícil mantener un 0% de forma estable. En este caso, el % descrito es % en masa.
- 55

ES 2 690 050 T3

P: 0,15% o menor

5 El P (fósforo) es una impureza, y un elemento que contribuye al agrietamiento durante el laminado en caliente o el laminado en frío cuando el contenido en el acero es excesivo. Además, el P es un elemento que deteriora la ductilidad o la soldabilidad de la chapa de acero. Por consiguiente, el contenido de P está limitado a 0,15% o menor. Preferiblemente, el contenido de P puede estar limitado a 0,05% o menor. Además, puesto que el P actúa como un elemento de refuerzo en solución sólida y está incluido inevitablemente en el acero, no es particularmente necesario prescribir un límite inferior del contenido de P. El límite inferior del contenido de P puede ser 0%. Además, considerando el refinado general actual (incluyendo el refinado secundario), el límite inferior del contenido de P puede ser de 0,0005%.

10 S: 0,03% o menor

15 El S (azufre) es una impureza, y un elemento que deteriora la deformabilidad de la chapa de acero formando MnS estirado por el laminado en caliente cuando el contenido en el acero es excesivo. Por consiguiente, el contenido de S está limitado a 0,03% o menor. Además, puesto que el S se incluye inevitablemente en el acero, no es particularmente necesario prescribir un límite inferior del contenido de S. El límite inferior del contenido de S puede ser 0%. Además, considerando el refinado general actual (incluyendo el refinado secundario), el límite inferior del contenido de S puede ser de 0,0005%.

N: 0,01% o menor

20 El N (nitrógeno) es una impureza, y un elemento que deteriora la deformabilidad de la chapa de acero. Por consiguiente, el contenido de N está limitado a 0,01% o menor. Además, puesto que el N está incluido inevitablemente en el acero, no es particularmente necesario prescribir un límite inferior del contenido de N. El límite inferior del contenido de N puede ser 0%. Además, considerando el refinado general actual (incluyendo el refinado secundario), el límite inferior del contenido de N puede ser de 0,0005%.

O: 0,01% o menor

25 El O (oxígeno) es una impureza, y un elemento que deteriora la deformabilidad de la chapa de acero. Por consiguiente, el contenido de O está limitado a 0,01% o menor. Además, puesto que el O está incluido de forma inevitable en el acero, no es particularmente necesario prescribir un límite inferior del contenido de O. El límite inferior del contenido de O puede ser 0%. Además, considerando el refinado general actual (incluyendo el refinado secundario), el límite inferior del contenido de O puede ser de 0,0005%.

30 Los elementos químicos anteriores son componentes básicos (elementos básicos) del acero en la realización, y la composición química, en la que los elementos básicos están controlados (incluidos o limitados) y el resto consiste en Fe e impurezas inevitables, es una composición básica de la realización. Sin embargo, además de los elementos básicos (en lugar de una parte de Fe que es el resto), en la realización, pueden incluirse adicionalmente en el acero los siguientes elementos químicos (elementos opcionales) según sea necesario. Además, incluso cuando los elementos opcionales se incluyen inevitablemente en el acero (por ejemplo, una cantidad menor que un límite inferior de cada elemento opcional), los efectos en la realización no disminuyen.

40 Específicamente, la chapa de acero laminada en caliente según la realización puede incluir además, como un elemento opcional, al menos uno seleccionado del grupo que consiste en Mo, Cr, Ni, Cu, B, Nb, Ti, V, W, Ca, Mg, Zr, REM, As, Co, Sn, Pb, Y y Hf además de los elementos básicos y los elementos considerados como impurezas. En lo sucesivo en la presente memoria, se describirán los intervalos de limitación numéricos y las razones de limitación de los elementos opcionales. En este caso, el % descrito es % en masa.

Ti: de 0,001% a 0,2%

Nb: de 0,001% a 0,2%

B: de 0,001% a 0,005%

45 El Ti (titanio), Nb (niobio) y el B (boro) son los elementos opcionales que forman nitruros de carbono finos fijando el carbono y el nitrógeno en el acero, y que tienen efectos tales como reforzar la precipitación, controlar la microestructura o reforzar el refinamiento de grano para el acero. Por consiguiente, según sea necesario, al menos uno de Ti, Nb y B puede añadirse al acero. Para obtener los efectos, preferiblemente, el contenido de Ti puede ser de 0,001% o mayor, el contenido de Nb puede ser de 0,001% o mayor y el contenido de B puede ser de 0,0001% o mayor. Sin embargo, cuando los elementos opcionales se añaden excesivamente al acero, los efectos pueden saturarse, el control de la orientación del cristal puede ser difícil debido a la supresión de la recristalización después del laminado en caliente y la trabajabilidad (deformabilidad) de la chapa de acero puede deteriorarse. Por consiguiente, preferiblemente, el contenido de Ti puede ser de 0,2% o menor, el contenido de Nb puede ser de 0,2% o menor y el contenido de B puede ser de 0,005% o menor.

Además, incluso cuando están incluidos en el acero los elementos opcionales en una cantidad menor que el límite

inferior, los efectos en la realización no disminuyen. Además, puesto que no es necesario añadir los elementos opcionales al acero intencionadamente para reducir los costes de aleación, los límites inferiores de las cantidades de los elementos opcionales pueden ser de 0%.

Mg: de 0,0001% a 0,01%

5 REM: de 0,0001% a 0,1%

Ca: de 0,0001% a 0,01%

10 El Mg (magnesio), el REM (Metal de Tierras Raras) y el Ca (calcio) son los elementos opcionales que son importantes para controlar las que inclusiones sean formas inofensivas y mejorar la deformabilidad local de la chapa de acero. Por consiguiente, según sea necesario, puede añadirse al acero al menos uno de Mg, REM y Ca. Para obtener los efectos, preferiblemente, el contenido de Mg puede ser de 0,0001% o mayor, el contenido de REM puede ser de 0,0001% o mayor y el contenido de Ca puede ser de 0,0001% o mayor. Por otro lado, cuando los elementos opcionales se añaden excesivamente al acero, pueden formarse inclusiones que tienen formas estiradas, y puede disminuir la deformabilidad de la chapa de acero. Por consiguiente, preferiblemente, el contenido de Mg puede ser de 0,01% o menor, el contenido de REM puede ser de 0,1% o menor y el contenido de Ca puede ser de 0,01% o menor. Además, incluso cuando están incluidos en el acero los elementos opcionales en una cantidad menor que el límite inferior, los efectos en la realización no disminuyen. Además, puesto que no es necesario añadir los elementos opcionales al acero intencionadamente para reducir los costes de aleación, los límites inferiores de las cantidades de los elementos opcionales pueden ser de 0%.

20 Además, en este caso, el REM representa colectivamente un total de 16 elementos que son 15 elementos de lantano con número atómico de 57 a rutenio con número atómico de 71, además de escandio con número atómico de 21. En general, el REM se suministra en el estado de metal mixto, que es una mezcla de elementos, y se añade al acero.

Mo: de 0,001% a 1,0%

Cr: de 0,001% a 2,0%

25 Ni: de 0,001% a 2,0%

W: de 0,001% a 1,0%

Zr: de 0,0001% a 0,2%

As: de 0,0001% a 0,5%

30 El Mo (molibdeno), el Cr (cromo), el Ni (níquel), el W (volframio), el Zr (zirconio) y el As (arsénico) son los elementos opcionales que aumentan la resistencia mecánica de la chapa de acero. Por consiguiente, según sea necesario, puede añadirse al acero al menos uno de Mo, Cr, Ni, W, Zr y As. Para obtener los efectos, preferiblemente, el contenido de Mo puede ser de 0,001% o mayor, el contenido de Cr puede ser de 0,001% o mayor, el contenido de Ni puede ser de 0,001% o mayor, el contenido de W puede ser de 0,001% o mayor, el contenido de Zr puede ser de 0,0001% o mayor y el contenido de As puede ser de 0,0001% o mayor. Sin embargo, cuando los elementos opcionales se añaden excesivamente al acero, puede disminuir la deformabilidad de la chapa de acero. Por consiguiente, preferiblemente, el contenido de Mo puede ser de 1,0% o menor, el contenido de Cr puede ser de 2,0% o menor, el contenido de Ni puede ser de 2,0% o menor, el contenido de W puede ser de 1,0% o menor, el contenido de Zr puede ser de 0,2% o menor y el contenido de As puede ser de 0,5% o menor. Además, incluso cuando están incluidos en el acero los elementos opcionales en una cantidad menor que el límite inferior, los efectos en la realización no disminuyen. Además, puesto que no es necesario añadir los elementos opcionales al acero intencionadamente para reducir los costes de aleación, los límites inferiores de las cantidades de los elementos opcionales pueden ser de 0%.

V: de 0,001% a 1%

Cu: de 0,001% a 2,0%

45 El V (vanadio) y el Cu (cobre) son los elementos opcionales que son similares a Nb, Ti o similares y que tienen el efecto de reforzar la precipitación. Además, una disminución en la deformabilidad local debido a la adición de V y Cu es pequeña en comparación con la de la adición de Nb, Ti o similares. Por consiguiente, para obtener una alta resistencia y aumentar adicionalmente la deformabilidad local, tal como la expansibilidad de agujeros o la flexibilidad, V y Cu son elementos opcionales más eficaces que Nb, Ti o similares. Por lo tanto, según sea necesario, puede añadirse al acero al menos uno de V y Cu. Para obtener los efectos, preferiblemente, el contenido de V puede ser de 0,001% o mayor y el contenido Cu puede ser de 0,001% o mayor. Sin embargo, incluso cuando los elementos opcionales se añaden excesivamente al acero, la deformabilidad de la chapa de acero puede disminuir. Por consiguiente, preferiblemente, el contenido de V puede ser de 1,0% o menor y el contenido de Cu puede ser de 0,2% o menor. Además, incluso cuando están incluidos en el acero los elementos opcionales en una cantidad menor

que el límite inferior, los efectos en la realización no disminuyen. Además, puesto que no es necesario añadir los elementos opcionales al acero intencionadamente para reducir los costes de aleación, los límites inferiores de las cantidades de los elementos opcionales pueden ser de 0%.

Co: de 0,0001% a 1,0%

5 Aunque es difícil mostrar cuantitativamente los efectos, el Co (cobalto) es el elemento opcional que aumenta significativamente la temperatura Ar_3 a la cual se inicia la transformación de γ (austenita) a α (ferrita) durante el enfriamiento del acero. Por consiguiente, la Ar_3 del acero puede controlarse mediante el contenido de Co. Además, el Co es el elemento opcional que mejora la resistencia de la chapa de acero. Para obtener el efecto, preferiblemente, el contenido de Co puede ser de 0,0001% o mayor. Sin embargo, cuando el Co se añade
10 excesivamente al acero, la soldabilidad de la chapa de acero puede deteriorarse y la deformabilidad de la chapa de acero puede disminuir. Por consiguiente, preferiblemente, el contenido de Co puede ser de 1,0% o menor. Además, incluso cuando está incluido en el acero el elemento opcional en una cantidad menor que el límite inferior, los efectos en la realización no disminuyen. Además, aunque no es necesario añadir el elemento opcional al acero intencionadamente para reducir los costes de aleación, un límite inferior de una cantidad del elemento opcional
15 puede ser de 0%.

Sn: de 0,0001% a 0,2%

Pb: de 0,0001% a 0,2%

El Sn (estaño) y el Pb (plomo) son los elementos opcionales que son eficaces en una mejora de la humectabilidad del revestimiento y la adhesión del revestimiento. Por consiguiente, según sea necesario, puede añadirse al acero al
20 menos uno de Sn y Pb. Para obtener los efectos, preferiblemente, el contenido de Sn puede ser de 0,0001% o mayor y el contenido de Pb puede ser de 0,0001% o mayor. Sin embargo, cuando los elementos opcionales se añaden excesivamente al acero, pueden aparecer grietas durante el trabajado en caliente debido a la fragilidad a alta temperatura y tienden a formarse muescas superficiales en la chapa de acero. Por consiguiente, preferiblemente, el contenido de Sn puede ser de 0,2% o menor y el contenido de Pb puede ser de 0,2% o menor.
25 Además, incluso cuando están incluidos en el acero los elementos opcionales en una cantidad menor que el límite inferior, los efectos en la realización no disminuyen. Además, aunque no es necesario añadir los elementos opcionales al acero intencionadamente para reducir los costes de aleación, los límites inferiores de las cantidades de los elementos opcionales pueden ser de 0%.

Y: de 0,0001% a 0,2%

30 Hf: de 0,0001% a 0,2%

El Y (itrio) y Hf (hafnio) son los elementos opcionales que son eficaces en una mejora de la resistencia a la corrosión de la chapa de acero. Por consiguiente, según sea necesario, puede añadirse al acero al menos de uno de Y y Hf. Para obtener el efecto, preferiblemente, el contenido de Y puede ser de 0,0001% o mayor y el contenido de Hf
35 puede ser de 0,0001% o mayor. Sin embargo, cuando los elementos opcionales se añaden excesivamente al acero, puede disminuir la deformabilidad local, tal como la expansibilidad de agujeros. Por consiguiente, preferiblemente, el contenido de Y puede ser de 0,20% o menor y el contenido de Hf puede ser de 0,20% o menor. Además, el Y tiene el efecto de formar óxidos en el acero y de adsorber hidrógeno en el acero. Por consiguiente, el hidrógeno difusible en el acero disminuye, y es de esperar una mejora en las propiedades de resistencia a la fragilización por hidrógeno en la chapa de acero. El efecto puede obtenerse también dentro del intervalo descrito anteriormente del contenido
40 de Y. Además, incluso cuando están incluidos en el acero los elementos opcionales en una cantidad menor que el límite inferior, los efectos en la realización no disminuyen. Además, puesto que no es necesario añadir los elementos opcionales al acero intencionadamente para reducir los costes de aleación, los límites inferiores de las cantidades de los elementos opcionales pueden ser de 0%.

45 Como se ha descrito anteriormente, la chapa de acero laminada en caliente según la realización tiene la composición química que incluye los elementos básicos descritos anteriormente y consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables, o tiene la composición química que incluye los elementos básicos descritos anteriormente, al menos uno seleccionado del grupo que consiste en los elementos opcionales descritos anteriormente, y consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables.

Además, puede realizarse el tratamiento de la superficie sobre la chapa de acero laminada en caliente según la
50 realización. Por ejemplo, pueden aplicarse un tratamiento de la superficie tal como electro-revestimiento, revestimiento por inmersión en caliente, revestimiento por evaporación, tratamiento de aleado después del revestimiento, formación de película orgánica, laminado con película, tratamiento con sal orgánica y sal inorgánica o tratamiento sin cromo (tratamiento sin cromato) y, por tanto, la chapa de acero laminada en caliente puede incluir diversas clases de película (película o revestimiento). Por ejemplo, puede disponerse una capa galvanizada o una
55 capa galvano-recocida sobre la superficie de la chapa de acero laminada en caliente. Incluso si la chapa de acero laminada en caliente incluye el revestimiento descrito anteriormente, la chapa de acero puede obtener la alta resistencia y puede asegurar suficientemente la deformabilidad uniforme y la deformabilidad local.

Además, en la realización, un espesor de la chapa de acero laminada en caliente no está particularmente limitado. Sin embargo, por ejemplo, el espesor puede ser de 1,5 mm a 10 mm, y puede ser de 2,0 mm a 10 mm. Además, la resistencia de la chapa de acero laminada en caliente no está particularmente limitada, por ejemplo, la resistencia a la tracción puede ser de 440 MPa a 1500 MPa.

5 La chapa de acero laminada en caliente según la realización puede aplicarse a una chapa de acero de alta resistencia de uso general, y tiene una excelente deformabilidad uniforme y una deformabilidad local notablemente mejorada, tal como la trabajabilidad de flexión o la expansibilidad de agujeros de la chapa de acero de alta resistencia.

10 Además, puesto que las direcciones en las que se realiza la flexión para la chapa de acero laminada en caliente difieren en las partes que están flexionadas, la dirección no está particularmente limitada. En la chapa de acero laminada en caliente según la realización, pueden obtenerse propiedades similares en cualquier dirección de flexión y la chapa de acero laminada en caliente puede someterse a la formación de material compuesto incluyendo modos de trabajado tales como flexión, estirado o trefilado.

15 A continuación, se describirá un método para producir la chapa de acero laminada en caliente según una realización de la presente invención. Para producir la chapa de acero laminada en caliente que tiene alta resistencia, excelente deformabilidad uniforme y excelente deformabilidad local, es importante controlar la composición química del acero, la estructura metalográfica y la textura que está representada por las densidades de polo de cada orientación de un grupo de orientación cristalino específico. Los detalles se describirán a continuación.

20 El proceso de producción antes del laminado en caliente no está particularmente limitado. Por ejemplo, el acero (acero fundido) puede obtenerse realizando una fundición y un refinado usando un alto horno, un horno eléctrico, un convertidor o similares y, posteriormente, realizando diversas clases de refinado secundario para fundir el acero que satisface la composición química. Posteriormente, para obtener una pieza de acero o una losa de acero, por ejemplo, el acero puede colarse mediante un proceso de colada tal como un proceso de colada continua, un proceso de fabricación de lingotes o un proceso de colada de losas finas en general. En el caso de la colada
25 continua, el acero puede someterse a laminado en caliente después de que el acero se enfríe una vez a una temperatura inferior (por ejemplo, temperatura ambiente) y se recaliente, o el acero (losa colada) puede someterse continuamente a laminado en caliente justo después de colar el acero. Además, puede usarse chatarra como materia prima del acero (acero fundido).

30 Para obtener la chapa de acero de alta resistencia que tiene alta resistencia, excelente deformabilidad uniforme y excelente deformabilidad local, pueden satisfacerse las siguientes condiciones. Además, en lo sucesivo en la presente memoria, "acero" y "chapa de acero" se consideran sinónimos.

Primer proceso de laminado en caliente

35 En el primer proceso de laminado en caliente, usando la pieza de acero fundida y colada, se realiza una pasada de laminado cuya reducción es de 40% o mayor al menos una vez en un intervalo de temperatura de 1000°C a 1200°C (preferiblemente, 1150°C o menor). Realizando el primer laminado en caliente en esas condiciones, el tamaño de grano promedio de la austenita de la chapa de acero después del primer proceso de laminado en caliente se controla a 200 µm o menor, que contribuye a la mejora en la deformabilidad uniforme y la deformabilidad local de la chapa de acero laminada en caliente finalmente obtenida.

40 Los granos de austenita se refinan con un aumento en la reducción y un aumento en la frecuencia del laminado. Por ejemplo, en el primer proceso de laminado en caliente, realizando al menos dos veces (dos pasadas) el laminado cuya reducción es 40% o mayor por pasada, el tamaño de grano promedio de la austenita puede controlarse preferiblemente a 100 µm o menor. Además, en el primer laminado en caliente, limitando la reducción a 70% o menor por pasada, o limitando la frecuencia del laminado (el número de pasadas) a 10 veces o menor, puede
45 disminuir una caída de la temperatura de la chapa de acero o una formación excesiva de incrustaciones. Por consiguiente, en el laminado en bruto, la reducción por pasada puede ser de 70% o menor, y la frecuencia de laminado (el número de pasadas) puede ser 10 veces o menor.

50 Como se ha descrito anteriormente, refinando los granos de austenita después del primer proceso de laminado en caliente, es preferible que los granos de austenita puedan refinarse adicionalmente mediante los procesos posteriores, y la ferrita, la bainita y la martensita transformadas desde austenita en los procesos posteriores pueden dispersarse fina y uniformemente. Como resultado, la anisotropía y la deformabilidad local de la chapa de acero mejoran debido al hecho de que la textura está controlada y la deformabilidad uniforme y la deformabilidad local (particularmente, la deformabilidad uniforme) de la chapa de acero mejoran debido al hecho de que la estructura metalográfica está refinada. Además, parece que el límite de grano de la austenita refinada por el primer proceso de laminado en caliente actúa como un núcleo de recristalización durante un segundo proceso de laminado en caliente
55 que es el proceso posterior.

Para inspeccionar el tamaño de grano promedio de la austenita después del primer proceso de laminado en caliente, es preferible que la chapa de acero después del primer proceso de laminado en caliente se enfríe rápidamente a una velocidad de enfriamiento tan rápida como sea posible. Por ejemplo, la chapa de acero se enfría a una velocidad de

enfriamiento promedio de 10°C/segundo o más rápida. Posteriormente, la sección transversal de la pieza de chapa que se toma de la chapa de acero obtenida por el enfriamiento se ataca químicamente para hacer visible el límite de grano de austenita, y el límite de grano de austenita en la microestructura se observa al microscopio óptico. En ese momento, se observan campos visuales de 20 o mayor a un aumento de 50 veces o mayor, el tamaño de grano de la austenita se mide por análisis de imagen o el método de intercepción y el tamaño de grano promedio de la austenita se obtiene promediando los tamaños de grano de austenita medidos en cada uno de los campos visuales.

Después del primer proceso de laminado en caliente, pueden unirse barras de chapa, y el segundo proceso de laminado en caliente, que es el proceso posterior, puede realizarse continuamente. En ese momento, las barras de chapa pueden unirse después de que una barra en bruto se enrolle temporalmente en forma de bobina, se almacene en una cubierta que tiene un calentador según sea necesario y se vuelva a rebobinar de nuevo.

Segundo proceso de laminado en caliente

En el segundo proceso de laminado en caliente, cuando una temperatura calculada por la siguiente Expresión 4 se define como T1 en unidades de °C, la chapa de acero después del primer proceso de laminado en caliente se somete a un laminado en condiciones tales que está incluida una pasada de gran reducción, cuya reducción es de 30% o mayor, en un intervalo de temperatura de T1 + 30°C a T1 + 200°C, una reducción acumulada en el intervalo de temperatura de T1 + 30°C a T1 + 200°C es de 50% o mayor, una reducción acumulada en un intervalo de temperaturas de Ar₃°C a menor que T1 + 30°C está limitada a 30% o menor, y la temperatura de acabado del laminado es Ar₃°C o mayor.

Como una de las condiciones para controlar la densidad de polo D1 del grupo de orientación de {100}<011> a {223}<110> y la densidad de polo D2 de la orientación cristalina {332}<113> en la porción central de espesor, que es el intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 para los intervalos descritos anteriormente, en el segundo proceso de laminado en caliente, el laminado se controla basándose en la temperatura T1 (unidad: °C) que se determina mediante la siguiente Expresión 4 usando la composición química (unidad: % en masa) del acero.

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V] \dots$$

(Expresión 4)

En la Expresión 4, [C], [N], [Mn], [Nb], [Ti], [B], [Cr], [Mo] y [V] representan los porcentajes en masa de C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V, respectivamente.

La cantidad de elemento químico, que está incluido en la Expresión 4 pero que no está incluido en el acero, se considera como 0% para el cálculo. Por consiguiente, en el caso de una composición química en la que el acero incluye únicamente los elementos básicos, puede usarse la siguiente Expresión 5 en lugar de la Expresión 4.

$$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] \dots$$

(Expresión 5)

Además, en la composición química en la que el acero incluye los elementos opcionales, la temperatura calculada por la Expresión 4 puede usarse para T1 (unidad: °C), en lugar de la temperatura calculada mediante la Expresión 5.

En el segundo proceso de laminado en caliente, en base a la temperatura T1 (unidad: °C) obtenida por la Expresión 4 o 5, la gran reducción está incluida en el intervalo de temperatura de T1 + 30°C a T1 + 200°C (preferiblemente, en un intervalo de temperatura de T1 + 50°C a T1 + 100°C), y la reducción está limitada a un pequeño intervalo (incluye 0%) en el intervalo de temperatura de Ar₃°C a menor que T1 + 30°C. Realizando el segundo proceso de laminado en caliente además del primer proceso de laminado en caliente, la deformabilidad uniforme y la deformabilidad local de la chapa de acero mejoran preferiblemente. Particularmente, incluyendo la gran reducción en el intervalo de temperatura de T1 + 30°C a T1 + 200°C y limitando la reducción en el intervalo de temperatura Ar₃°C a menor que T1 + 30°C, la densidad de polo promedio D1 del grupo de orientación de {100}<011> a {223}<110> y la densidad de polo D2 de la orientación cristalina {332}<113> en la porción central del espesor, que es el intervalo de espesor de 5/8 a 3/8, se controlan suficientemente, y como resultado, la anisotropía y la deformabilidad local de la chapas de acero mejoran notablemente.

La propia temperatura T1 se obtiene empíricamente. Los inventores han encontrado empíricamente, mediante experimentos, que el intervalo de temperatura en el cual se promueve la recrystalización en el intervalo de austenita de cada acero puede determinarse basándose en la temperatura T1. Para obtener una excelente deformabilidad uniforme y una excelente deformabilidad local, es importante acumular una gran cantidad de tensión en el laminado y obtener granos recrystalizados finos. Por consiguiente, el laminado que tiene múltiples pasadas se realiza en el intervalo de temperatura de T1 + 30°C a T1 + 200°C, y la reducción acumulada debe ser de 50% o mayor. Además, para promover adicionalmente la recrystalización por acumulación de tensión, es preferible que la reducción acumulada sea de 70% o mayor. Además, limitando un límite superior de la reducción acumulada, puede mantenerse suficientemente una temperatura de laminado, y una carga de laminado puede suprimirse adicionalmente. Por consiguiente, la reducción acumulada puede ser de 90% o menor.

Cuando el laminado que ha experimentado las múltiples pasadas se realiza en el intervalo de temperatura de T1 + 30°C a T1 + 200°C, la tensión se acumula por el laminado, y la recrystalización de la austenita ocurre a un intervalo

entre las pasadas de laminado por una fuerza impulsora derivada de la tensión acumulada. Específicamente, realizando el laminado que ha experimentado las múltiples pasadas en el intervalo de temperatura de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ a $T1 + 200^{\circ}\text{C}$, la recrystalización ocurre repetidamente en cada pasada. Por consiguiente, es posible obtener una estructura de austenita recrystalizada que es uniforme, fina y equiaxial. En ese intervalo de temperatura, la recrystalización dinámica no ocurre durante el laminado, la tensión se acumula en el cristal y la recrystalización estática ocurre en el intervalo entre las pasadas de laminado por la fuerza impulsora derivada de la tensión acumulada. En general, en la estructura recrystalizada dinámica, la tensión que se introduce durante el trabajado se acumula en el cristal de la misma, y un área recrystalizada y un área no recrystalizada se mezclan localmente. Por consiguiente, la textura se desarrolla comparativamente y, por lo tanto, aparece anisotropía. Además, las estructuras metalográficas pueden ser una estructura de grano doble. En el método para producir la chapa de acero laminada en caliente según la realización, la austenita se recrystalizada por recrystalización estática. Por consiguiente, es posible obtener una estructura de austenita recrystalizada que es uniforme, fina y equiaxial, y en cuyo desarrollo se suprime la textura.

Para aumentar la homogeneidad y aumentar preferiblemente la deformabilidad uniforme y la deformabilidad local de la chapa de acero, el segundo laminado en caliente se controla de modo que incluya, al menos, una pasada de gran reducción cuya reducción por pasada sea de 30% o mayor en el intervalo de temperatura de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ a $T1 + 200^{\circ}\text{C}$. En el segundo laminado en caliente, en el intervalo de temperatura de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ a $T1 + 200^{\circ}\text{C}$, el laminado cuya reducción por pasada es de 30% o mayor se realiza al menos una vez. Particularmente, considerando un proceso de enfriamiento como el descrito más adelante, la reducción de una pasada final en el intervalo de temperatura puede ser preferiblemente de 25% o mayor, y puede ser más preferiblemente de 30% o mayor. Específicamente, es preferible que la pasada final en el intervalo de temperatura sea la pasada de gran reducción (la pasada de laminado con la reducción de 30% o mayor). En un caso en el que se requiera deformabilidad excelente adicional en la chapa de acero, es adicionalmente preferible que toda la reducción de la primera mitad de las pasadas sea menor que 30% y las reducciones de las dos pasadas finales sean individualmente de 30% o mayor. Para aumentar más preferiblemente la homogeneidad de la chapa de acero, puede realizarse una pasada de gran reducción, cuya reducción por pasada es de 40% o mayor. Además, para obtener una forma más excelente de la chapa de acero, puede realizarse una pasada de gran reducción cuya reducción por pasada es de 70% o menor.

Además, en el laminado en el intervalo de temperatura de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ a $T1 + 200^{\circ}\text{C}$, reduciendo la subida de temperatura de la chapa de acero entre pasadas del rodillo a 18°C o menor, es posible obtener preferiblemente la austenita recrystalizada que es más uniforme.

Para suprimir el desarrollo de la textura y mantener la estructura recrystalizada equiaxial, después del laminado en el intervalo de temperatura de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ a $T1 + 200^{\circ}\text{C}$, una cantidad de trabajado en el intervalo de temperatura de $\text{Ar}_3^{\circ}\text{C}$ a menor que $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ (preferiblemente, $T1$ a menor que $T1 + 30^{\circ}\text{C}$) se reduce para que sea tan pequeña como sea posible.

Por consiguiente, la reducción acumulada en el intervalo de temperaturas de $\text{Ar}_3^{\circ}\text{C}$ a menor que $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ está limitada a 30% o menor. En ese intervalo de temperatura, es preferible que la reducción acumulada sea de 10% o mayor para obtener una forma excelente de la chapa de acero y es preferible que la reducción acumulada sea de 10% o menor para mejorar adicionalmente la anisotropía y la deformabilidad local. En ese caso, la reducción acumulada puede ser mayor que preferiblemente 0%. Específicamente, en el intervalo de temperatura de $\text{Ar}_3^{\circ}\text{C}$ a menor que $T1 + 30^{\circ}\text{C}$, el laminado puede no realizarse, y la reducción acumulada es de 30% o menor, incluso cuando se realiza el laminado.

Cuando la reducción acumulada en el intervalo de temperatura de $\text{Ar}_3^{\circ}\text{C}$ a menor que $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ es grande, la forma del grano de austenita recrystalizado en el intervalo de temperaturas de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ a $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ no es equiaxial debido al hecho de que el grano se estira por el laminado y la textura se desarrolla de nuevo debido al hecho de que la tensión se acumula por el laminado. Específicamente, como las condiciones de producción según la realización, el laminado se controla a ambos intervalos de temperatura de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ a $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ y el intervalo de temperatura de $\text{Ar}_3^{\circ}\text{C}$ a menor que $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ en el segundo proceso de laminado en caliente. Como resultado, la austenita se recrystalizada para que sea uniforme, fina y equiaxial, y la textura, la estructura metalográfica y la anisotropía de la chapa de acero están controladas, y por lo tanto, la deformabilidad uniforme y la deformabilidad local pueden mejorarse. Además, la austenita se recrystaliza para que sea uniforme, fina y equiaxial, y por lo tanto, pueden controlarse la relación del eje principal al eje menor de la martensita, el tamaño promedio de la martensita, la distancia promedio entre la martensita y similares de la chapa de acero finalmente obtenida.

En el segundo proceso de laminado en caliente, cuando el laminado se realiza en el intervalo de temperatura menor que $\text{Ar}_3^{\circ}\text{C}$ o la reducción acumulada en el intervalo de temperatura de $\text{Ar}_3^{\circ}\text{C}$ a menor que $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ es excesivamente grande, se desarrolla la textura de la austenita. Como resultado, la chapa de acero laminada en caliente finalmente obtenida no satisface ni siquiera una de las condiciones de que la densidad de polo promedio $D1$ del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ sea de 1,0 a 5,0 y la condición en la cual la densidad de polo $D2$ de la orientación cristalina $\{332\}\langle 113 \rangle$ es de 1,0 a 4,0 en la porción central del espesor. Por otro lado, en el segundo proceso de laminado en caliente, cuando el laminado se realiza en el intervalo de temperatura mayor que $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ o la reducción acumulada en el intervalo de temperatura de $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ a $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ es excesivamente pequeña, la recrystalización no ocurre de forma uniforme y fina, pueden incluirse granos gruesos o granos mixtos en

la estructura metalográfica, y la estructura metalográfica puede ser una estructura de doble grano. Por consiguiente, aumenta la fracción de área o el diámetro promedio en volumen de los granos que es mayor que 35 µm.

Además, cuando el segundo laminado en caliente se acaba a una temperatura menor que Ar_3 (unidad: °C), el acero se lamina en un intervalo de temperatura de la temperatura de acabado del laminado a menor que Ar_3 (unidad: °C) que es un intervalo donde existen dos fases, la austenita y la ferrita (intervalo de temperatura bifásico). Por consiguiente, se desarrolla la textura de la chapa de acero, y la anisotropía y la deformabilidad local de la chapa de acero se deterioran significativamente. En este caso, cuando la temperatura de acabado del laminado del segundo laminado en caliente es $T1$ o mayor, la anisotropía puede disminuir adicionalmente disminuyendo una cantidad de la tensión en el intervalo de temperatura menor que $T1$ y, como resultado, la deformabilidad local puede aumentar adicionalmente. Por lo tanto, la temperatura de acabado del laminado del segundo laminado en caliente puede ser $T1$ o mayor.

En este caso, la reducción puede obtenerse por mediciones o cálculos a partir de una fuerza de laminado, un espesor o similares. Además, la temperatura de laminado (por ejemplo, cada intervalo de temperatura anterior) puede obtenerse por mediciones usando un termómetro entre los soportes, mediante cálculos usando una simulación en consideración del calentamiento de deformación, velocidad lineal, la reducción o similares o mediante ambos (mediciones y cálculos). Además, la anterior reducción por pasada es un porcentaje de un espesor reducido por pasada (una diferencia entre un espesor de entrada antes de pasar por un soporte de laminado y un espesor de salida después de pasar el soporte de laminado) al espesor de entrada antes de pasar por el soporte de laminado. La reducción acumulada es un porcentaje de un espesor reducido de forma acumulada (una diferencia entre un espesor de entrada antes de una primera pasada en el laminado en cada intervalo de temperatura y un espesor de salida después de una pasada final en el laminado en cada intervalo de temperatura) con respecto a la referencia, que es el espesor de entrada antes de la primera pasada en el laminado en cada intervalo de temperatura. Ar_3 , que es una temperatura de transformación ferrítica desde la austenita durante el enfriamiento, se obtiene mediante la siguiente Expresión 6 en unidades de °C. Además, aunque es difícil mostrar cuantitativamente los efectos que se han descrito anteriormente, Al y Co pueden influir también sobre Ar_3 .

$$Ar_3 = 879,4 - 516,1 \times [C] - 65,7 \times [Mn] + 38,0 \times [Si] + 274,7 \times [P] \dots \text{(Expresión 6)}$$

En la Expresión 6, [C], [Mn], [Si] y [P] representan los porcentajes en masa de C, Mn, Si y P, respectivamente.

Primer proceso de enfriamiento

En el primer proceso de enfriamiento, después de que termine una pasada final entre las pasadas de gran reducción, cuya reducción por pasada es de 30% o mayor en el intervalo de temperatura de $T1 + 30^\circ\text{C}$ a $T1 + 200^\circ\text{C}$, cuando el tiempo de espera desde que acaba la pasada final hasta un inicio del enfriamiento, se define como t en unidades de segundo, la chapa de acero se somete al enfriamiento de modo que el tiempo de espera t satisfaga la siguiente Expresión 7. En este caso, $t1$ en la Expresión 7 puede obtenerse a partir de la siguiente Expresión 8. En la Expresión 8, Tf representa una temperatura (unidad: °C) de la chapa de acero al finalizar la pasada final entre las pasadas de gran reducción y $P1$ representa una reducción (unidad: %) en la pasada final entre las pasadas de gran reducción.

$$T \leq 2,5 \times t1 \dots \text{(Expresión 7)}$$

$$t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times P1 / 100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1 / 100) + 3,1 \dots \text{(Expresión 8)}$$

El primer enfriamiento después de la pasada de gran reducción final influye significativamente en el tamaño de grano de la chapa de acero laminada en caliente obtenida finalmente. Además, mediante el primer enfriamiento, la austenita puede controlarse a una estructura metalográfica en la cual los granos son equiaxiales y los granos gruesos raramente están incluidos (en concreto, tamaños uniformes).

Por consiguiente, la chapa de acero laminada en caliente finalmente obtenida tiene la estructura metalográfica en la cual los granos son equiaxiales y los granos gruesos raramente están incluidos (en concreto, tamaños uniformes), y pueden controlarse preferiblemente la razón del eje principal al eje menor de la martensita, el tamaño promedio de la martensita, la distancia promedio entre la martensita y similares.

El valor del lado derecho ($2,5 \times t1$) de la Expresión 7 representa un tiempo en el cual la recristalización de la austenita finaliza sustancialmente. Cuando el tiempo de espera t es mayor que el valor del lado derecho ($2,5 \times t1$) de la Expresión 7, los granos recristalizados crecen significativamente, y el tamaño de grano aumenta. Por consiguiente, la resistencia, la deformabilidad uniforme, la deformabilidad local, las propiedades de fatiga o similares de la chapa de acero disminuyen. Por lo tanto, el tiempo de espera debe ser de $2,5 \times t1$ segundos o menor. En un caso donde se considera la ejecutabilidad (por ejemplo, el enderezamiento de la forma o la controlabilidad de un segundo enfriamiento), el primer enfriamiento puede realizarse entre los soportes de laminado. Además, un límite inferior del tiempo de espera t debe ser 0 segundos o mayor.

Además, cuando el tiempo de espera t está limitado a 0 segundos a menor que $t1$ segundos, de modo que se satisface $0 \leq t < t1$, puede ser posible suprimir significativamente el crecimiento del grano. En ese caso, el diámetro

promedio en volumen de la chapa de acero laminada en caliente finalmente obtenida puede controlarse a 30 μm o menor. Como resultado, incluso aunque la recrystalización de la austenita no progrese suficientemente, las propiedades de la chapa de acero, en particular, la deformabilidad uniforme, las propiedades de fatiga o similares pueden mejorar preferiblemente.

- 5 Además, cuando el tiempo de espera t está limitado de t_1 segundos a $2,5 \times t_1$ segundos, de modo que se satisface $t_1 \leq t < 2,5 \times t_1$, puede ser posible suprimir el desarrollo de la textura. En este caso, aunque el diámetro promedio en volumen puede aumentar debido a que el tiempo de espera t es prolongado en comparación con el caso donde el tiempo de espera t es más corto que t_1 segundos, la orientación del cristal puede aleatorizarse porque la recrystalización de la austenita progresa suficientemente. Como resultado, la anisotropía, la deformabilidad local y similares de la chapa de acero pueden mejorar significativamente.

10 Además, el primer enfriamiento descrito anteriormente puede realizarse en un intervalo entre los soportes de laminado en el intervalo de temperaturas de $T_1 + 30^\circ\text{C}$ a $T_1 + 200^\circ\text{C}$, o puede realizarse después de un soporte de laminado final en el intervalo de temperatura. Específicamente, siempre y cuando el tiempo de espera t satisfaga la condición, puede realizarse adicionalmente un laminado cuya reducción por pasada sea del 30% o menor, en el intervalo de temperatura de $T_1 + 30^\circ\text{C}$ a $T_1 + 200^\circ\text{C}$ y entre el acabado de la pasada final entre las pasadas de gran reducción y el inicio del primer enfriamiento. Además, después de que se realiza el primer enfriamiento, siempre y cuando la reducción por pasada sea de 30% o menor, el laminado puede realizarse adicionalmente en el intervalo de temperatura de $T_1 + 30^\circ\text{C}$ a $T_1 + 200^\circ\text{C}$. Análogamente, después de realizar el primer enfriamiento, siempre y cuando la reducción acumulada sea de 30% o menor, el laminado puede realizarse adicionalmente en el intervalo de temperatura de $\text{Ar}_3^\circ\text{C}$ a $T_1 + 30^\circ\text{C}$ (o $\text{Ar}_3^\circ\text{C}$ a $T_1^\circ\text{C}$). Como se ha descrito anteriormente, siempre y cuando el tiempo de espera t después de la pasada de gran reducción satisfaga la condición, para controlar la estructura metalográfica de la chapa de acero laminada en caliente finalmente obtenida, el primer laminado descrito anteriormente puede realizarse en cualquiera de los intervalos entre los soportes de laminado o después del soporte de laminado.

15 En el primer enfriamiento, es preferible que un cambio en la temperatura de enfriamiento, que es una diferencia entre una temperatura de la chapa de acero (temperatura del acero) al inicio del enfriamiento y una temperatura de la chapa de acero (temperatura del acero) al acabar el enfriamiento, sea de 40°C a 140°C . Cuando el cambio en la temperatura de enfriamiento es de 40°C o mayor, el crecimiento de los granos de austenita recrystalizados puede suprimirse adicionalmente. Cuando el cambio en la temperatura de enfriamiento es 140°C o menor, la recrystalización puede progresar más que suficientemente, y la densidad de polo puede mejorar preferiblemente. Además, limitando el cambio de temperatura de enfriamiento a 140°C o menor, además del control comparativamente fácil de la temperatura de la chapa de acero, puede controlarse más eficazmente una selección variante (limitación variante), y el desarrollo de la textura recrystalizada puede controlarse preferiblemente. Por consiguiente, en este caso, la isotropía puede aumentar adicionalmente, y la dependencia de la orientación de la conformabilidad puede disminuir adicionalmente. Cuando el cambio en la temperatura de enfriamiento es mayor que 140°C , el progreso de la recrystalización puede ser insuficiente, la textura pretendida puede no obtenerse, la ferrita puede no obtenerse fácilmente y aumenta la dureza de la ferrita obtenida. Por consiguiente, la deformabilidad uniforme y la deformabilidad local de la chapa de acero pueden disminuir.

20 Además, es preferible que la temperatura de la chapa de acero T_2 al acabar el primer enfriamiento sea $T_1 + 100^\circ\text{C}$ o menor. Cuando la temperatura de la chapa de acero T_2 al acabar el primer enfriamiento es $T_1 + 100^\circ\text{C}$ o menor, se obtienen efectos de enfriamiento más que suficientes. Mediante los efectos de enfriamiento, puede suprimirse el crecimiento de grano, y puede suprimirse adicionalmente el crecimiento de los granos de austenita.

25 Además, es preferible que una velocidad de enfriamiento promedio en el primer enfriamiento sea $50^\circ\text{C}/\text{segundo}$ o más rápida. Cuando la velocidad de enfriamiento promedio en el primer enfriamiento es de $50^\circ\text{C}/\text{segundo}$ o más rápida, el crecimiento de los granos de austenita recrystalizada puede suprimirse adicionalmente. Por otro lado, no es particularmente necesario prescribir un límite superior de la velocidad de enfriamiento promedio. Sin embargo, desde un punto de vista de la forma de la chapa, la velocidad de enfriamiento promedio puede ser de $200^\circ\text{C}/\text{segundo}$ o menor.

Segundo proceso de enfriamiento

30 En el segundo proceso de enfriamiento, la chapa de acero después del segundo laminado en caliente y después del primer proceso de enfriamiento puede enfriarse preferiblemente en un intervalo de temperatura de 600°C a 800°C a una velocidad de enfriamiento promedio de $15^\circ\text{C}/\text{segundo}$ a $300^\circ\text{C}/\text{segundo}$. Cuando una temperatura (unidad: $^\circ\text{C}$) de la chapa de acero se hace Ar_3 o menor por enfriamiento de la chapa de acero durante el segundo proceso de enfriamiento, la martensita empieza a transformarse en ferrita. Cuando la velocidad de enfriamiento promedio es de $15^\circ\text{C}/\text{segundo}$ o más rápida, el engrosamiento de grano de la austenita puede suprimirse preferiblemente. No es particularmente necesario prescribir un límite superior de la velocidad de enfriamiento promedio. Sin embargo, desde un punto de vista de la forma de la chapa, la velocidad de enfriamiento promedio puede ser de $300^\circ\text{C}/\text{segundo}$ o más lenta. Además, es preferible iniciar el segundo enfriamiento a los 3 segundos después de acabar el segundo laminado en caliente o después del primer proceso de enfriamiento. Cuando el inicio del segundo enfriamiento supera los 3 segundos, puede ocurrir el engrosamiento de la austenita.

Proceso de mantenimiento

En el proceso de mantenimiento, la chapa de acero después del segundo proceso de enfriamiento se mantiene en intervalo de temperatura de 600°C a 800°C durante 1 segundo a 15 segundos. Manteniendo el intervalo de temperatura, la transformación de austenita a ferrita progresa, y por lo tanto, puede aumentar la fracción de área de la ferrita. Es preferible que el acero se mantenga en un intervalo de temperatura de 600°C a 680°C. Realizando la transformación ferrítica en el intervalo de temperatura anterior comparativamente menor, puede controlarse que la estructura de la ferrita sea fina y uniforme. Por consiguiente, puede controlarse que la bainita y la martensita que se forman en el proceso posterior sean finas y uniformes en la estructura metalográfica. Además, para acelerar la transformación ferrítica, un tiempo de mantenimiento debe ser de 1 segundo o mayor. Sin embargo, cuando el tiempo de mantenimiento es mayor que 15 segundos, los granos de ferrita pueden engrosarse, y la cementita puede precipitar. En un caso donde el acero se mantiene en el intervalo de temperatura comparativamente menor de 600°C a 680°C, es preferible que el tiempo de mantenimiento sea de 3 segundos a 15 segundos.

Tercer proceso de enfriamiento

En el tercer proceso de enfriamiento, la chapa de acero después del proceso de mantenimiento se enfría en un intervalo de temperatura de una temperatura ambiente a 350°C, a una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/segundo a 300°C/segundo. Durante el tercer proceso de enfriamiento, la austenita que no se transforma a la ferrita ni siquiera después del proceso de mantenimiento se transforma a la bainita y la martensita. Cuando se detiene el tercer proceso de enfriamiento a una temperatura mayor que 350°C, la transformación bainítica progresa excesivamente debido a la temperatura excesivamente alta y no puede obtenerse finalmente la martensita de 1% o mayor en unidades de porcentaje de área. Además, no es particularmente necesario prescribir un límite inferior de la temperatura de detención del enfriamiento del tercer proceso de enfriamiento. Sin embargo, en un caso donde se realiza el enfriamiento con agua, el límite inferior puede ser temperatura ambiente. Además, cuando la velocidad de enfriamiento promedio es menor que 50°C/segundo, la transformación perlítica puede ocurrir durante el enfriamiento. Además, no es particularmente necesario prescribir un límite superior de la velocidad de enfriamiento promedio en el tercer proceso de enfriamiento. Sin embargo, desde un punto de vista industrial, el límite superior puede ser de 300°C/segundo. Disminuyendo la velocidad de enfriamiento promedio dentro del intervalo descrito anteriormente de la velocidad de enfriamiento promedio, puede aumentarse la fracción de área de la bainita. Por otro lado, aumentando la velocidad de enfriamiento promedio dentro del intervalo descrito anteriormente de la velocidad de enfriamiento promedio, puede aumentarse la fracción de área de la martensita. Además, los tamaños de granos de la bainita y la martensita también están refinados.

Según las propiedades requeridas para la chapa de acero laminada en caliente, pueden controlarse las fracciones de área de la ferrita y la bainita, que son la fase principal, y puede controlarse la fracción de área de la martensita, que es la fase secundaria. Como se ha descrito anteriormente, la ferrita puede controlarse principalmente en el proceso de mantenimiento, y la bainita y la martensita pueden controlarse principalmente en el tercer proceso de enfriamiento. Además, los tamaños de grano o las morfologías de la ferrita y la bainita que son la fase principal de la martensita, que es la fase secundaria, dependen significativamente del tamaño de grano o la morfología de la austenita, que es la microestructura antes de la transformación. Además, los tamaños de grano o las morfologías dependen también del proceso de mantenimiento y del tercer proceso de enfriamiento. Por consiguiente, por ejemplo, el valor de $TS / fM \times dis / dia$, que es la relación de la fracción de área fM de la martensita, el tamaño promedio dia de la martensita, la distancia promedio dis entre la martensita y la resistencia a la tracción TS de la chapa de acero, puede satisfacerse controlando de forma múltiple los procesos de producción descritos anteriormente.

Proceso de bobinado

En el proceso de bobinado, la chapa de acero después del tercer enfriamiento empieza a bobinarse a una temperatura de temperatura ambiente a 350°C, que es la temperatura de parada del enfriamiento del tercer enfriamiento, y la chapa de acero se enfría al aire. Como se ha descrito anteriormente, puede producirse la chapa de acero laminada en caliente según la realización.

Además, según sea necesario, la chapa de acero laminada en caliente puede someterse a un laminado de pasada superficial. Mediante el laminado de pasada superficial, es posible suprimir una tensión de estirado que se forma durante el trabajo de la chapa de acero, o enderezar la forma de la chapa de acero.

Además, la chapa de acero laminada en caliente obtenida puede someterse a un tratamiento de su superficie. Por ejemplo, puede aplicarse un tratamiento de la superficie tal como electro-revestimiento, revestimiento por inmersión en caliente, revestimiento por evaporación, tratamiento de aleado después del revestimiento, formación de película orgánica, laminado de película, tratamiento con sal orgánica y sal inorgánica o tratamiento sin cromato, a la chapa de acero laminada en caliente obtenida. Por ejemplo, puede disponerse una capa galvanizada o una capa galvanorecocida sobre la superficie de la chapa de acero laminada en caliente. Incluso aunque se realice el tratamiento de la superficie, la deformabilidad uniforme y la deformabilidad local se mantienen suficientemente.

Además, según sea necesario, puede realizarse un tratamiento de templeado o un tratamiento de envejecimiento

5 como tratamiento de recalentamiento. Mediante el tratamiento, Nb, Ti, Zr, V, W, Mo o similares que son sólidos disueltos en el acero, pueden precipitar en forma de carburos y la martensita puede reblandecerse como la martensita templada. Como resultado, disminuye la diferencia de dureza entre la ferrita y la bainita, que son la fase principal, y la martensita, que es la fase secundaria, y mejora la deformabilidad local, tal como la expansibilidad de agujeros o la flexibilidad. Los efectos del tratamientos de recalentamiento pueden obtenerse también calentando el revestimiento de inmersión en caliente, el tratamiento de aleado o similares.

Ejemplo

10 En lo sucesivo en la presente memoria, las características técnicas del aspecto de la presente invención se describirán en detalle con referencia a los siguientes ejemplos. Sin embargo, la condición en los ejemplos es una condición de ejemplo empleada para confirmar la operabilidad y los efectos de la presente invención, y por lo tanto, la presente invención no está limitada a la condición de ejemplo. La presente invención puede emplear diversas condiciones, siempre y cuando las condiciones no se alejen del alcance de las reivindicaciones.

15 Se examinaron los aceros S1 a S98 que incluyen las composiciones químicas (el resto consiste en Fe e impurezas inevitables) mostradas en las Tablas 1 a 6, y se describen los resultados. Después de que los aceros se fundieran y colaran, o después que los aceros se enfriaran una vez a temperatura ambiente, los aceros se recalentaron en el intervalo de temperatura de 900°C a 1300°C. Posteriormente, se realizó el laminado en caliente y el control de temperatura (enfriamiento, mantenimiento o similares) en las condiciones de producción mostradas en las Tablas 7 a 14, y se obtuvieron chapas de acero laminado en caliente que tenían espesores de 2 a 5 mm.

20 En las Tablas 15 a 22, se muestran características tales como la estructura metalográfica, la textura o las propiedades mecánicas. Además, en las Tablas, la densidad de polo promedio del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ se muestra como D1 y la densidad de polo de la orientación cristalina $\{332\}\langle 113 \rangle$ se muestra como D2. Además, las fracciones de área de la ferrita, la bainita, la martensita, la perlita y la austenita residual se muestran como F, B, fM, P y γ , respectivamente. Además, el tamaño promedio de la martensita se muestra como dia, y la distancia promedio entre la martensita se muestra como dis. Además, en las Tablas, la razón de desviación típica de la dureza representa un valor que divide la desviación típica de la dureza por el promedio de la dureza con respecto a la fase que tiene la mayor fracción de área entre la ferrita y la bainita.

30 Como un parámetro de la deformabilidad local, se usaron la razón de expansión de agujeros λ y el radio de flexión crítico (d / RmC) flexionando 90° una forma de V del producto final. El ensayo de flexión se realizó flexionando en la dirección C. Además, el ensayo de tracción (medición de TS, u-EL y EL), el ensayo de flexión y el ensayo de expansión de agujeros se realizaron respectivamente basándose en JIS Z 2241, JIS Z 2248 (ensayos de flexión a 90° de un bloque en V) y la Norma de Federación Japonesa del Hierro y del Acero JFS T1011. Además, usando la EBSD descrita anteriormente, las densidades de polo se midieron mediante una etapa de medición de 0,5 μm en la porción central del espesor, que era el intervalo de 5/8 a 3/8 de la sección transversal del espesor (el vector normal del mismo corresponde a la dirección normal) que era paralela a la dirección de laminado en la posición 1/4 de la dirección transversal. Además, se midieron los valores r (valores de Lankford) de cada dirección basándose en JIS Z 35 2254 (2008) (ISO 10113 (2006)). Además, el valor subrayado en las Tablas indica que está fuera del intervalo de la presente invención, y una columna en blanco indica que no se añadió intencionadamente elemento de aleación.

40 Los N.º de producción P1, P2, P7, P10, P11, P13, P14, de P16 a P19, P21, de P23 a P27, de P29 a P31, P33, P34, de P36 a P41, de P48 a P77 y de P141 a P180 son los ejemplos que satisfacen las condiciones de la presente invención. En los ejemplos, puesto que se satisfacían simultáneamente todas las condiciones de $TS \geq 440$ (unidad: MPa), $TS \times u - EL \geq 7000$ (unidad: MPa·%), $TS \times \lambda \geq 30000$ (unidad: MPa·%) y $d / RmC \geq 1$ (sin unidades), puede decirse que las chapas de acero laminado en caliente tienen una alta resistencia, una excelente deformabilidad uniforme y una excelente deformabilidad local.

45 Por otro lado, de P3 a P6, P8, P9, P12, P15, P20, P22, P28, P32, P35, de P42 a P47 y de P78 a P140 son los ejemplos comparativos que no satisfacen las condiciones de la presente invención. En los ejemplos comparativos, no se satisface al menos una condición de $TS \geq 440$ (unidad: MPa), $TS \times u - EL \geq 7000$ (unidad: MPa·%), $TS \times \lambda \geq 30000$ (unidad: MPa·%) y $d / RmC \geq 1$ (sin unidades).

50 Con respecto a los ejemplos y los ejemplos comparativos, en la FIG. 1 se muestra la relación entre D1 y d / RmC , y en la FIG. 2 se muestra la relación entre D2 y d / RmC . Como se muestra en la FIG. 1 y la FIG. 1, cuando D1 es 5,0 o menor y cuando D2 es 4,0 o menor, se satisface $d / RmC \geq 1$.

[Tabla 1]

TABLA 1

ACERO nº	COMPOSICIÓN QUÍMICA/% en masa															
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	O	Mo	Cr	Ni	Cu	B	Nb	Ti	
S1	0,070	0,080	1,300	0,040	0,015	0,004	0,0026	0,0032								
S2	0,078	0,070	1,230	0,026	0,011	0,003	0,0046	0,0038					0,0050			
S3	0,080	0,310	1,350	0,016	0,012	0,005	0,0032	0,0023						0,040		
S4	0,084	0,360	1,310	0,021	0,013	0,004	0,0038	0,0022						0,041		
S5	0,061	0,870	1,200	0,038	0,009	0,004	0,0030	0,0029						0,025		
S6	0,060	0,300	11,220	0,500	0,009	0,003	0,0033	0,0026						0,021		
S7	0,210	0,150	1,620	0,026	0,012	0,003	0,0033	0,0021	0,029	0,344			0,0025		0,021	
S8	0,208	1,200	1,640	0,025	0,010	0,003	0,0036	0,0028	0,030	0,350			0,0022		0,021	
S9	0,035	0,670	1,880	0,045	0,015	0,003	0,0028	0,0029						0,021		
S10	0,034	0,720	1,810	0,035	0,011	0,002	0,0027	0,0033						0,020	0,100	
S11	0,180	0,480	2,720	0,050	0,009	0,003	0,0036	0,0022	0,107							
S12	0,187	0,550	2,810	0,044	0,011	0,003	0,0034	0,0032	0,100					0,050		
S13	0,060	0,110	2,120	0,033	0,010	0,005	0,0028	0,0035					0,0011	0,089	0,036	
S14	0,064	0,200	2,180	0,023	0,010	0,004	0,0048	0,0039					0,0012	0,036	0,089	
S15	10,040	0,130	1,330	0,038	0,010	0,005	0,0032	0,0026					0,0010	0,120	0,042	
S16	0,044	0,133	1,410	0,028	0,010	0,005	0,0038	0,0029					0,0009	0,121	0,040	
S17	0,280	1,200	0,900	0,045	0,008	0,003	0,0028	0,0029								
S18	0,260	2,300	0,900	0,045	0,008	0,003	0,0028	0,0022								
S19	0,060	0,300	1,300	0,030	0,080	0,002	0,0032	0,0022								
S20	0,200	0,210	1,300	1,400	0,010	0,002	0,0032	0,0035								
S21	0,035	0,021	1,300	0,035	0,010	0,002	0,0023	0,0033							0,120	
S22	0,350	0,520	1,330	0,045	<u>0,260</u>	0,003	0,0026	0,0019								
S23	0,072	0,150	1,420	0,036	0,014	0,004	0,0022	0,0025						<u>1,500</u>		

(continuación)

ACERO nº	COMPOSICIÓN QUÍMICA/% en masa															
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	O	Mo	Cr	Ni	Cu	B	Nb	Ti	
S24	0,110	0,230	1,120	0,026	0,021	0,003	0,0025	0,0023								
S25	0,250	0,230	1,560	0,034	0,024	0,120	0,0022	0,0023		5,000						
S26	0,090	3,000	1,000	0,036	0,008	0,040	0,0035	0,0022								
S27	0,070	0,210	5,000	0,033	0,008	0,002	0,0023	0,0036								
S28	0,008	0,080	1,331	0,045	0,016	0,007	0,0023	0,0029								
S29	0,401	0,079	1,294	0,044	0,011	0,006	0,0024	0,0031								
S30	0,070	0,0009	1,279	0,042	0,016	0,006	0,0021	0,0030								
S31	0,073	2,510	1,264	0,037	0,013	0,008	0,0027	0,0037								
S32	0,070	0,076	0,0009	0,042	0,011	0,008	0,0027	0,0029								
S33	0,067	0,081	4,010	0,040	0,017	0,005	0,0028	0,0037								

[Tabla 2]

TABLA 2

ACERO nº	ELEMENTOS													T1 °C	Ar3 °C	DUREZA CALCULADA DE FERRITA /-	OBSERVACIONES
	V	W	Ca	Mg	Zr	REM	As	Co	Sn	Pb	Y	Hf					
S1														851	765	234	EJEMPLO
S2														851	764	231	EJEMPLO
S3														865	764	256	EJEMPLO
S4			0,0020											866	767	258	EJEMPLO
S5						0,0013								860	805	266	EJEMPLO
S6						0,0015								858	782	248	EJEMPLO
S7														865	674	257	EJEMPLO
S8														865	713	289	EJEMPLO
S9	0,028		0,0015	0,0021										861	767	275	EJEMPLO
S10	0,029		0,0014	0,0022										886	773	308	EJEMPLO
S11	0,100			0,0020										876	629	274	EJEMPLO
S12	0,090		0,0020	0,0023										892	622	296	EJEMPLO
S13												0,0040		892	716	294	EJEMPLO
S14												0,0030		886	713	301	EJEMPLO
S15						0,0010			0,0020					903	779	284	EJEMPLO
S16						0,0040		0,0030						903	772	285	EJEMPLO
S17		0,100												853	724	257	EJEMPLO
S18														852	776	290	EJEMPLO
S19														851	796	258	EJEMPLO
S20						0,0030				0,0030				853	751	236	EJEMPLO
S21								0,0020						880	779	268	EJEMPLO
S22														855	703	314	EJEMPLO COMPARATIVO

(continuación)

ACERO nº	V	W	Ca	Mg	Zr	REM	As	Co	Sn	Pb	Y	Hf	T1 °C	Ar3 °C	DUREZA CALCULADA DE FERRITA /-	OBSERVACIONES
S23													1376	758	334	EJEMPLO COMPARATIVO
S24				0,1500									851	764	236	EJEMPLO COMPARATIVO
S25	2,500												1154	663	246	EJEMPLO COMPARATIVO
S26													851	883	313	EJEMPLO COMPARATIVO
S27													854	525	313	EJEMPLO COMPARATIVO
S28													850	795	235	EJEMPLO COMPARATIVO
S29													855	594	233	EJEMPLO COMPARATIVO
S30													851	764	231	EJEMPLO COMPARATIVO
S31													851	858	305	EJEMPLO COMPARATIVO
S32													850	849	205	EJEMPLO COMPARATIVO
S33													853	589	291	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 3]

TABLA 3

ACERO n°	COMPOSICIÓN QUÍMICA/% en masa														
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	O	Mo	Cr	Ni	Cu	B	Nb	Ti
S34	0,070	0,078	1,308	0,0009	0,014	0,008	0,0029	0,0110							
S35	0,073	0,077	1,340	2,010	0,012	0,006	0,0021	0,0030							
S36	0,068	0,079	1,250	0,042	0,151	0,006	0,0030	0,0034							
S37	0,067	0,078	1,255	0,036	0,011	0,031	0,0023	0,0036							
S38	0,070	0,082	1,326	0,044	0,017	0,007	0,0110	0,0031							
S39	0,069	0,080	1,349	0,042	0,011	0,008	0,0029	0,0110							
S40	0,069	0,076	1,334	0,038	0,012	0,005	0,0031	0,0037	1,010						
S41	0,072	0,079	1,272	0,036	0,013	0,008	0,0027	0,0035		2,010					
S42	0,065	0,084	1,312	0,043	0,014	0,007	0,0028	0,0027			2,010				
S43	0,065	0,076	1,286	0,036	0,010	0,008	0,0028	0,0037				2,010			
S44	0,068	0,077	1,337	0,037	0,011	0,004	0,0030	0,0032					0,0051		
S45	0,067	0,076	1,331	0,039	0,015	0,004	0,0024	0,0037						0,201	
S46	0,074	0,077	1,344	0,037	0,010	0,008	0,0023	0,0027							0,201
S47	0,071	0,084	1,350	0,040	0,015	0,008	0,0022	0,0035							
S48	0,074	0,077	1,296	0,036	0,015	0,007	0,0025	0,0031							
S49	0,071	0,079	1,302	0,044	0,016	0,006	0,0030	0,0030							
S50	0,069	0,083	1,337	0,037	0,018	0,006	0,0025	0,0035							
S51	0,069	0,084	1,284	0,041	0,019	0,007	0,0030	0,0032							
S52	0,070	0,084	1,350	0,040	0,015	0,005	0,0026	0,0035							
S53	0,072	0,084	1,342	0,043	0,010	0,006	0,0022	0,0029							
S54	0,073	0,081	1,293	0,041	0,016	0,006	0,0026	0,0028							
S55	0,070	0,081	1,287	0,044	0,011	0,006	0,0025	0,0031							
S56	0,073	0,084	1,275	0,035	0,012	0,007	0,0029	0,0036							

(continuación)

ACERO nº	COMPOSICIÓN QUÍMICA/% en masa														
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	O	Mo	Cr	Ni	Cu	B	Nb	Ti
S57	0,067	0,084	1,312	0,042	0,014	0,006	0,0023	0,0032							
S58	0,072	0,082	1,337	0,040	0,015	0,004	0,0026	0,0028							
S59	0,073	0,083	1,320	0,042	0,015	0,004	0,0026	0,0036			1,000				
S60	0,070	0,080	1,300	0,040	0,015	0,004	0,0026	0,0035				1,000			
S61	0,065	0,080	1,272	0,036	0,012	0,006	0,0028	0,0027	0,0009						
S62	0,068	0,076	1,312	0,037	0,013	0,006	0,0030	0,0035	0,030						
S63	0,067	0,079	1,286	0,039	0,014	0,008	0,0024	0,0031		0,0009					
S64	0,074	0,084	1,337	0,037	0,010	0,008	0,0023	0,0030		0,005					
S65	0,071	0,076	1,331	0,040	0,011	0,005	0,0022	0,0035			0,0009				
S66	0,074	0,077	1,344	0,036	0,015	0,008	0,0025	0,0032			0,005				

[Tabla 4]

TABLA 4

ACERO n°												T1 /°C	Af ₃ /°C	VALOR CALCULADO DE DUREZA DE FERRITA /-	OBSERVACIONES	
	V	W	Ca	Mg	Zr	REM	As	Co	Sn	Pb	Y					Hf
S34													851	764	234	EJEMPLO COMPARATIVO
S35													851	836	234	EJEMPLO COMPARATIVO
S36													851	807	269	EJEMPLO COMPARATIVO
S37													851	768	232	EJEMPLO COMPARATIVO
S38													851	764	235	EJEMPLO COMPARATIVO
S39													851	761	234	EJEMPLO COMPARATIVO
S40													952	762	234	EJEMPLO COMPARATIVO
S41													871	765	232	EJEMPLO COMPARATIVO
S42													851	766	234	EJEMPLO COMPARATIVO
S43													851	767	232	EJEMPLO COMPARATIVO
S44													851	762	233	EJEMPLO COMPARATIVO
S45													921	764	269	EJEMPLO COMPARATIVO
S46													901	758	282	EJEMPLO COMPARATIVO

(continuación)

ACERO n°												T1 °C	Ar ₃ °C	VALOR CALCULADO DE DUREZA DE FERRITA /-	OBSERVACIONES	
	V	W	Ca	Mg	Zr	REM	As	Co	Sn	Pb	Y					Hf
S47	<u>1.010</u>												952	762	235	EJEMPLO COMPARATIVO
S48	<u>1.010</u>												851	763	234	EJEMPLO COMPARATIVO
S49			<u>0.0110</u>										851	765	234	EJEMPLO COMPARATIVO
S50				<u>0.0110</u>									851	764	235	EJEMPLO COMPARATIVO
S51					<u>0.2010</u>								851	768	235	EJEMPLO COMPARATIVO
S52						<u>0.1010</u>							851	762	235	EJEMPLO COMPARATIVO
S53						<u>0.5010</u>							851	760	233	EJEMPLO COMPARATIVO
S54							<u>1.0100</u>						851	842	234	EJEMPLO COMPARATIVO
S55								<u>0.2010</u>					851	765	232	EJEMPLO COMPARATIVO
S56									<u>0.2010</u>				851	764	232	EJEMPLO COMPARATIVO
S57										<u>0.2010</u>			851	766	234	EJEMPLO COMPARATIVO
S58											<u>0.2010</u>		851	762	235	EJEMPLO COMPARATIVO
S59													851	762	234	EJEMPLO
S60													851	765	234	EJEMPLO
S61													851	769	232	EJEMPLO

(continuación)

ACERO nº	V	W	Ca	Mg	Zr	REM	As	Co	Sn	Pb	Y	Hf	T1 /°C	At ₃ /°C	VALOR CALCULADO DE DUREZA DE FERRITA /-	OBSERVACIONES
S62													854	764	233	EJEMPLO
S63													851	767	233	EJEMPLO
S64													851	759	233	EJEMPLO
S65													851	761	233	EJEMPLO
S66													851	760	234	EJEMPLO

1.
[Tabla 5]

TABLA 5

ACERO nº	COMPOSICIÓN QUÍMICA/% en masa														
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	O	Mo	Cr	Ni	Cu	B	Nb	Ti
S67	10,071	0,076	1,350	0,044	0,010	0,006	0,0030	0,0035				0,0009			
S68	0,069	0,077	1,296	0,037	0,015	0,008	0,0025	0,0029				0,005			
S69	0,069	0,084	1,302	0,040	0,015	0,007	0,0030	0,0028					0,00009		
S70	0,070	0,077	1,337	0,036	0,015	0,008	0,0026	0,0035					0,0008		
S71	0,071	0,076	1,284	0,044	0,010	0,004	0,0022	0,0027						0,0009	
S72	0,069	0,077	1,350	0,037	0,015	0,004	0,0024	0,0037						0,003	
S73	0,069	0,084	1,342	0,041	0,015	0,008	0,0021	0,0032							0,0009
S74	0,070	0,077	1,255	0,040	0,016	0,008	0,0027	0,0037							0,003
S75	0,072	0,079	1,326	0,043	0,018	0,007	0,0027	0,0027							
S76	0,073	0,083	1,349	0,041	0,019	0,006	0,0028	0,0035							
S77	0,070	0,084	1,334	0,044	0,015	0,006	0,0029	0,0031							
S78	0,070	0,084	1,272	0,035	0,010	0,007	0,0021	0,0030							
S79	0,069	0,084	1,312	0,042	0,016	0,007	0,0022	0,0029							
S80	0,069	0,081	1,286	0,036	0,017	0,006	0,0025	0,0031							
S81	0,072	0,079	1,337	0,044	0,011	0,006	0,0030	0,0030							
S82	0,065	0,078	1,331	0,042	0,012	0,006	0,0025	0,0037							
S83	0,065	0,082	1,344	0,038	0,013	0,006	0,0030	0,0029							
S84	0,068	0,080	1,350	0,036	0,014	0,007	0,0026	0,0037							
S85	0,067	0,076	1,296	0,043	0,010	0,005	0,0022	0,0031							
S86	0,074	0,079	1,344	0,036	0,011	0,006	0,0026	0,0030							
S87	0,071	0,084	1,350	0,044	0,015	0,006	0,0025	0,0035							
S88	0,070	0,076	1,296	0,037	0,010	0,006	0,0029	0,0032							
S89	0,073	0,077	1,302	10,041	0,015	0,007	0,0023	0,0035							

(continuación)

ACERO nº	COMPOSICIÓN QUÍMICA/% en masa														
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	O	Mo	Cr	Ni	Cu	B	Nb	Ti
S90	0,068	0,076	1,337	0,040	0,015	0,008	0,0026	0,0029							
S91	0,067	0,077	1,284	0,043	0,010	0,005	0,0023	0,0028							
S92	0,070	0,084	1,350	0,041	0,015	0,008	0,0024	0,0031							
S93	0,069	0,077	1,342	0,036	0,015	0,007	0,0021	0,0036							
S94	0,069	0,079	1,293	0,037	0,016	0,008	0,0027	0,0032							
S95	0,072	0,084	1,287	0,039	0,018	0,004	0,0027	0,0037							
S96	0,071	0,084	1,275	0,037	0,019	0,004	0,0028	0,0027							
S97	0,069	0,081	1,255	0,040	0,015	0,008	0,0029	0,0035							
S98	0,069	0,081	1,326	0,036	0,010	0,008	0,0021	0,0031							

TABLA 6

[Tabla 6]

ACERO n°	V	W	Ca	Mg	Zr	REM	As	Co	Sn	Pb	Y	Hf	T1 °C	Ar ₃ °C	VALOR CALCULADO DE DUREZA DE FERRITA /-	OBSERVA- CIONES
S67													851	760	233	EJEMPLO
S68													851	766	234	EJEMPLO
S69													851	766	234	EJEMPLO
S70													851	762	234	EJEMPLO
S71													851	764	234	EJEMPLO
S72													852	762	239	EJEMPLO
S73													851	763	238	EJEMPLO
S74													852	768	239	EJEMPLO
S75	<u>0,0009</u>												851	763	235	EJEMPLO
S76	0,005												852	762	236	EJEMPLO
S77		<u>0,0009</u>											851	763	235	EJEMPLO
S78		0,005											851	766	232	EJEMPLO
S79			<u>0,00009</u>										851	765	234	EJEMPLO
S80			0,0004										851	767	234	EJEMPLO
S81				<u>0,00009</u>									851	760	233	EJEMPLO
S82				0,0003									851	764	234	EJEMPLO
S83					<u>0,00009</u>								851	764	234	EJEMPLO
S84					0,0100								851	762	234	EJEMPLO
S85						<u>0,00009</u>							851	766	232	EJEMPLO
S86						0,0005							851	759	234	EJEMPLO
S87							<u>0,00009</u>						851	762	235	EJEMPLO
S88							0,0010						851	764	232	EJEMPLO

(continuación)

ACERO nº														T1 /°C	A13 /°C	VALOR CALCULADO DE DUREZA DE FERRITA /-	OBSERVA- CIONES
	V	W	Ca	Mg	Zr	REM	As	Co	Sn	Pb	Y	Hf					
S89								0,00009						851	763	234	EJEMPLO
S90								0,0005						851	763	234	EJEMPLO
S91									0,00009					851	766	232	EJEMPLO
S92									0,0100					851	762	235	EJEMPLO
S93										0,00009				851	763	235	EJEMPLO
S94										0,0050				851	766	234	EJEMPLO
S95											0,00009			851	766	234	EJEMPLO
S96											0,0500			851	768	234	EJEMPLO
S97												0,00009		851	769	233	EJEMPLO
S98													0,0500	851	763	233	EJEMPLO

[Tabla 7]

TABLA 7-1

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C				LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C					
		FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR /-	CADA REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/%	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA /µm	REDUCCIÓN ACUMULADA /%	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN O MAYOR	CADA REDUCCIÓN/%	P1/%	Tf/°C	MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERATURA ENTRE PASADAS/°C
S1	P1	1	50	150	85	6	2	20/20/25/25/30/40	40	935	15
S1	P2	2	45/45	90	95	6	6	40/40/40/40/30/35	35	892	5
S1	P3	2	45/45	90	45	4	1	7/7/8/30	30	930	20
S1	P4	2	45/45	90	55	4	1	13/13/15/30	30	930	20
S1	P5	2	45/45	90	55	4	1	13/13/15/30	30	930	20
S1	P6	2	45/45	90	55	4	1	13/13/15/30	30	930	20
S2	P7	1	50	140	85	6	2	15/15/25/25/40/40	40	935	15
S2	P8	2	45/45	80	75	6	0	20/20/20/20/20/25	-	-	5
S2	P9	0	-	250	65	6	2	5/8/10/10/30/30	30	850	18
S3	P10	2	45/45	80	76	6	2	10/15/15/15/30/37	37	945	15
S3	P11	2	45/45	80	85	6	2	25/25/25/25/30/31	31	920	18
S3	P12	2	45/45	80	45	4	1	7/7/8/30	30	1075	15
S4	P13	2	45/45	80	75	6	2	16/15/15/15/30/37	37	950	15
S4	P14	2	45/45	80	85	6	2	25/25/25/25/30/31	31	922	18
S4	P15	2	45/45	80	85	6	2	25/25/25/25/30/31	31	922	18
S5	P16	2	45/45	95	85	6	2	25/25/25/25/30/31	31	955	13
S5	P17	2	45/45	95	95	6	6	40/40/40/40/30/40	40	935	14
S6	P18	2	45/45	90	85	6	2	25/25/25/25/30/30	30	955	13
S6	P19	2	45/45	90	95	6	6	40/40/40/40/30/40	40	933	14
S6	P20	0	-	300	85	6	2	25/25/25/25/30/30	30	890	13

(continuación)

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C				LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C						MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERATURA ENTRE PASADAS/°C
		FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR /-	CADA REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/%	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA /µm	REDUCCIÓN ACUMULADA /%	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN O MAYOR	CADA REDUCCIÓN/%	P1/%	Tf/°C		
S7	P21	3	40/40/40	75	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	970	16	
S7	P22	3	40/40/40	75	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	970	16	
S8	P23	3	40/40/40	70	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	970	16	
S9	P24	2	45/40	95	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	961	17	
S9	P25	1	50	120	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	922	18	
S10	P26	2	45/40	100	80	6	2	15/15/18/20/130/40	40	960	17	
S10	P27	1	50	120	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	920	18	
S10	P28	1	50	120	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	920	18	
S11	P29	3	140/40/40	70	95	6	6	42/42/42/42/30/30	30	990	18	
S12	P30	3	40/40/40	75	95	6	6	42/42/42/42/30/30	30	990	18	
S13	P31	3	40/40/40	65	95	6	6	40/40/40/40/30/35	35	943	10	
S13	P32	0	-	350	45	4	1	5/5/6/35	35	910	30	
S14	P33	3	40/40/40	70	95	6	6	40/40/40/40/30/35	35	940	10	
S15	P34	2	45/45	70	85	6	2	20/20/25/25/30/40	40	1012	13	
S15	P35	2	45/45	120	35	4	1	2/2/3/30	30	880	12	
S16	P36	2	45/45	75	85	6	2	20/20/25/25/30/40	40	985	15	
S17	P37	2	45/45	80	80	6	2	15/15/18/20/30/40	40	958	10	
S18	P38	2	45/45	75	85	6	2	20/25/25/25/30/35	35	967	10	
S19	P39	2	45/45	80	85	6	2	20/20/25/25/30/40	40	996	12	
S20	P40	2	45/45	80	95	6	6	40/40/40/40/30/40	40	958	12	
S21	P41	2	45/45	75	85	6	2	20/25/25/25/30/35	35	985	12	

(continuación)

ACERO nº	PRODUCCIÓN nº	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C				LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C					
		FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR /-	CADA REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/%	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA /µm	REDUCCIÓN ACUMULADA /%	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN O MAYOR	CADA REDUCCIÓN/%	P1/%	Tf/°C	MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERATURA ENTRE PASADAS/°C
S22	P42	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									
S23	P43	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									
S24	P44	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									
S25	P45	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									

TABLA 7-2

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE Ar ₃ A MENOR QUE T1+30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO						
		REDUCCIÓN ACUMULADA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO °C	t1/s	2,5x1/s	t/s	t/t1/-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO °C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C
S1	P1	0	935	0,57	1,41	0,45	0,80	133	110	825
S1	P2	0	892	1,74	4,35	1,39	0,80	108	90	802
S1	P3	0	930	1,08	2,69	0,86	0,80	157	130	800
S1	P4	0	930	1,08	2,69	0,86	0,80	108	90	840
S1	P5	0	930	1,08	2,69	0,86	0,80	157	130	800
S1	P6	7	920	1,08	2,69	0,86	0,80	157	130	790
S2	P7	0	935	0,57	1,43	0,10	0,18	96	80	855
S2	P8	0	891	-	-	1,06	-	120	100	791
S2	P9	0	850	3,14	7,85	2,51	0,80	120	100	750
S3	P10	0	945	0,75	1,88	0,46	0,61	108	90	855
S3	P11	0	920	1,54	3,84	0,93	0,60	133	110	810
S3	P12	0	1075	0,20	0,50	0,16	0,79	133	110	965
S4	P13	7	940	0,67	1,67	0,40	0,60	145	120	820
S4	P14	0	922	1,50	3,74	0,90	0,60	108	90	832
S4	P15	0	922	1,50	3,74	0,90	0,80	114	95	827
S5	P16	0	955	0,75	1,87	0,44	0,58	120	100	855
S5	P17	0	935	0,72	1,80	0,42	0,58	108	90	845
S6	P18	0	955	0,78	1,94	0,44	0,56	96	80	875
S6	P19	0	933	0,73	1,83	0,44	0,00	120	100	833
S6	P20	0	890	2,15	5,37	1,29	0,80	120	100	790

(continuación)

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE Ar ₃ A MENOR QUE T1+30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO							TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C
		REDUCCIÓN ACUMULADA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO °C	t1/s	2,5x1/s	t/s	t/t1/-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO °C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO/°C		
S7	P21	0	970	0,66	1,65	0,40	0,60	108	90	880	
S7	P22	0	970	0,66	1,65	2,00	3,03	24	20	950	
S8	P23	0	970	0,66	1,66	0,40	0,60	133	110	860	
S9	P24	0	961	0,73	1,82	0,44	0,60	133	110	851	
S9	P25	0	922	1,44	3,59	0,86	0,60	145	120	802	
S10	P26	0	960	0,74	1,85	0,70	0,95	114	95	865	
S10	P27	0	920	2,08	5,20	1,25	0,60	120	100	820	
S10	P28	0	920	2,08	5,20	1,25	0,60	193	160	760	
S11	P29	0	990	0,54	1,35	0,32	0,59	108	90	900	
S12	P30	0	980	0,76	1,89	0,46	0,61	108	90	900	
S13	P31	0	943	1,46	3,66	0,88	0,60	157	130	813	
S13	P32	0	910	2,44	6,09	1,46	0,60	96	80	830	
S14	P33	0	940	1,41	3,52	0,84	0,60	120	100	840	
S15	P34	0	1012	0,25	0,62	0,15	0,61	120	100	912	
S15	P35	0	880	3,90	9,76	2,35	0,60	108	90	790	
S16	P36	0	985	0,60	1,50	0,37	0,61	133	110	875	
S17	P37	0	958	0,29	0,72	0,17	0,60	133	110	848	
S18	P38	0	967	0,33	0,83	0,20	0,60	145	120	847	
S16	P39	0	996	0,14	0,36	0,09	0,60	108	90	906	
S20	P40	0	958	0,29	0,72	0,17	0,60	114	95	863	
S21	P41	0	985	0,44	1,11	0,27	0,60	120	100	885	
S22	P42	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									

(continuación)

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE Ar ₃ A MENOR QUE T ₁ +30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO						
		REDUCCIÓN ACUMULADA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO °C	t1/s	2.5×t1/s	t/s	t/t1/-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO °C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C
S23	P43	Aparecen grietas durante el laminado en caliente								
S24	P44	Aparecen grietas durante el laminado en caliente								
S25	P45	Aparecen grietas durante el laminado en caliente								

[Tabla 8]

TABLA 8-1

ACE-RO nº	PRODUCCIÓN nº	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C			LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C						
		FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA /µm	REDUCCIÓN ACUMULATIVA /%	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN /-	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 30% O MAYOR /-	CADA REDUCCIÓN /%	P1/%	Tf/°C	MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERATURA ENTRE PASADAS/°C
S26	P46	2	45/45	80	65	6	2		40	956	10
S27	P47	2	45/45	80	70	6	2		35	919	10
S1	P48	1	45	180	55	4	1		30	935	20
S1	P49	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	17
S1	P50	1	45	180	55	4	1	3/5/5/5/30/40	30	935	17
S1	P51	1	45	180	55	4	1	10/10/10/10/30/35	30	935	20
S1	P52	2	45/45	90	55	4	1	13/13/15/30	30	935	17
S1	P53	2	45/45	90	75	5	1	20/20/25/25/30	30	935	17
S1	P54	2	45/45	90	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	935	17
S1	P55	2	45/45	90	80	6	2	30/30/20/20/20/20	30	935	17
S1	P56	2	45/45	90	80	6	2	15/15/18/20/30/40	40	915	17
S1	P57	2	45/45	90	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	935	17
S1	P58	2	45/45	90	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	935	17
S1	P59	2	45/45	90	80	6	2	30/30/20/20/20/20	30	935	17
S1	P60	2	45/45	90	80	6	2	15/15/18/20/30/40	40	915	17
S1	P61	2	45/45	90	80	6	2	15/15/18/20/30/40	40	915	17
S1	P62	2	45/45	90	80	6	2	15/15/10/20/30/40	40	915	17
S1	P63	2	45/45	90	80	6	2	15/15/18/20/30/40	40	915	17
S1	P64	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P65	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20

(continuación)

ACE-RO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C			LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C						MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERATURA ENTRE PASADAS/°C
		FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA /µm	REDUCCIÓN ACUMULATIVA %	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN /-	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 30% O MAYOR /-	CADA REDUCCIÓN %	P1/%	Tf/°C	
S1	P66	2	45/45	90	55	4	1	13/13/15/30	30	935	17
S1	P67	2	45/45	90	75	5	1	20/20/25/25/30	30	935	17
S1	P68	2	45/45	90	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	935	17
S1	P69	2	45/45	90	80	6	2	30/30/20/20/20/20	30	935	17
S1	P70	2	45/45	90	80	6	2	15/15/18/20/30/40	40	915	17
S1	P71	2	45/45	90	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	935	17
S1	P72	2	45/45	90	80	6	2	20/20/20/20/30/30	30	935	17
S1	P73	2	45/45	90	80	6	2	30/30/20/20/20/20	30	935	17
S1	P74	2	45/45	90	80	6	2	15/15/18/20/30/40	40	915	17
S1	P75	2	45/45	90	80	6	2	15/15/18/20/30/40	40	915	17
S1	P76	2	45/45	90	80	6	2	15/15/18/20/30/40	40	915	17
S1	P77	2	45/45	90	80	6	2	15/15/18/20/30/40	40	915	17
S1	P78	0	-	250	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P79	1	45	180	45	4	1	7/7/8/30	30	935	20
S1	P80	1	45	180	55	4	0	12/20/20/20	-	-	20
S1	P81	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P82	1	45	180	55	4	1	13/13/16/30	30	760	20
S1	P83	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P84	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P85	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20

(continuación)

ACE-RO nº	PRODUCCIÓN nº	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C			LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C					MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERATURA ENTRE PASADAS/°C	
		FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA /µm	REDUCCIÓN ACUMULATIVA /%	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN /-	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 30% O MAYOR /-	CADA REDUCCIÓN /%	P1/%		Tf/°C
S1	P88	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	995	20
S1	P87	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P88	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P89	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P90	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20

TABLA 8-2

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE A ₁₃ A MENOR QUE T ₁ +30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO						
		REDUCCIÓN ACUMULATIVA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO/°C	t ₁ /s	2,5×t ₁ /s	t/s	t/t ₁ /-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO °C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C
S26	P46	0	956	0,29	0,72	0,27	0,93	120	100	856
S27	P47	0	919	1,14	2,84	0,68	0,60	120	100	819
S1	P48	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S1	P49	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S1	P50	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S1	P51	0	935	0,99	2,47	0,10	0,10	113	90	845
S1	P52	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S1	P53	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S1	P54	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S1	P55	0	880	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	787
S1	P56	0	915	0,96	2,41	0,90	0,93	113	90	822
S1	P57	20	890	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	797
S1	P58	8	890	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	797
S1	P59	0	830	0,99	2,47	0,90	0,91	113	45	782
S1	P60	0	915	0,96	2,41	0,90	0,83	113	90	822
S1	P61	0	915	0,96	2,41	0,90	0,93	113	90	822
S1	P62	0	915	0,96	2,41	0,90	0,93	113	90	822
S1	P63	0	915	0,96	2,41	0,50	0,52	113	90	824
S1	P64	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842
S1	P65	0	935	0,99	2,47	2,40	2,43	113	90	838
S1	P66	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842

(continuación)

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE At ₃ A MENOR QUE T1+30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO							
		REDUCCIÓN ACUMULATIVA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO/°C	t1/s	2,5×t1/s	t/s	t/t1/-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO °C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	
S1	P67	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S1	P68	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S1	P69	0	880	0,99	2,47	1,14	1,11	113	90	787	
S1	P70	0	915	0,96	2,41	1,10	1,14	113	90	822	
S1	P71	20	890	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	797	
S1	P72	8	890	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	797	
S1	P73	0	830	0,99	2,47	1,10	1,11	113	45	782	
S1	P74	0	915	0,96	2,41	1,10	1,14	113	90	822	
S1	P75	0	915	0,96	2,41	1,10	1,14	113	90	822	
S1	P76	0	915	0,96	2,41	1,10	1,14	113	90	822	
S1	P77	0	915	0,96	2,41	1,50	1,56	113	90	821	
S1	P78	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S1	P79	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S1	P80	0	935	-	-	0,90	-	113	90	842	
S1	P81	n	890	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	797	
S1	P82	0	760	6,82	17,05	6,20	0,91	113	45	696	
S1	P83	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	45	90	842	
S1	P84	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	35	897	
S1	P85	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	145	787	
S1	P86	0	995	0,26	0,64	0,24	0,91	50	40	954	
S1	P87	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	

(continuación)

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE At ₃ A MENOR QUE T1+30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO						
		REDUCCIÓN ACUMULATIVA,%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO/°C	t1/s	2,5×t1/s	t/s	t/t1/-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO °C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C
S1	P88	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S1	P89	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S1	P90	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842

[Tabla 9]

TABLA 9-1

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C			LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C						
		FRECUEN- CIA DE REDUC- CIÓN DE 40% O MAYOR/-	CADA REDUC- CIÓN DE 40% O MAYOR /%	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA/ µm	REDUCCIÓN ACUMULATIVA/ %	FRECUEN- CIA DE REDUC- CIÓN/-	FRECUEN- CIA DE REDUC- CIÓN DE 30% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN/%	P1/%	Tf/°C	MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERA- TURA ENTRE PASADAS/°C
S1	P91	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P92	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P93	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P94	0	-	250	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P95	1	45	180	45	4	1	7/7/8/30	30	935	20
S1	P98	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P97	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	760	20
S1	P98	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P99	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P100	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P101	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P102	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	995	20
S1	P103	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P104	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P105	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P106	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P107	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P108	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S1	P109	1	45	180	65	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S28	P110	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20

(continuación)

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C			LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C					MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERA- TURA ENTRE PASADAS/°C	
		FRECUEN- CIA DE REDUC- CIÓN DE 40% O MAYOR/-	CADA REDUC- CIÓN DE 40% O MAYOR /%	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA/ µm	REDUCCIÓN ACUMULATIVA/ %	FRECUEN- CIA DE REDUC- CIÓN/-	FRECUEN- CIA DE REDUC- CIÓN DE 30% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN/%	P1/%		Tf/°C
S29	P111	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S30	P112	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S31	P113	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S32	P114	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S33	P115		45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S34	P116	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S35	P117	1	45	180	55	4	1	13/13/16/30	30	935	20
S36	P118	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									
S37	P119	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S38	P120	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S39	P121	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S40	P122	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S41	P123	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S42	P124	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S43	P125	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S44	P128	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S45	P127	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S46	P128	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S47	P129	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S48	P130	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20

(continuación)

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C				LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C					
		FRECUEN- CIA DE REDUC- CIÓN DE 40% O MAYOR/-	CADA REDUC- CIÓN DE 40% O MAYOR /%	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA/ µm	REDUCCIÓN ACUMULATIVA/ %	FRECUEN- CIA DE REDUC- CIÓN/-	FRECUEN- CIA DE REDUC- CIÓN DE 30% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN/%	P1/%	Tf/°C	MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERA- TURA ENTRE PASADAS/°C
S49	P131	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S50	P132	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S51	P133	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	130	935	20
S52	P134	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S53	P135	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20

TABLA 9-2

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE Ar ₃ A MENOR QUE T1+30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO							
		REDUCCIÓN ACUMULADA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO /°C	t1 /s	2,5xt1 /s	t /s	t/t1 /-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO /°C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE ACABADO /°C	
S1	P91	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S1	P92	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S1	P93	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S1	P94	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S1	P95	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S1	P96	35	890	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	797	
S1	P97	0	760	6,82	17,05	7,60	1,11	113	45	692	
S1	P98	0	935	0,99	2,47	2,50	2,53	113	90	838	
S1	P99	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	45	90	842	
S1	P100	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	35	897	
S1	P101	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	145	787	
S1	P102	0	995	0,26	0,64	0,29	1,11	50	40	954	
S1	P103	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S1	P104	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S1	P105	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S1	P106	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S1	P107	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S1	P108	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S1	P109	0	935	0,99	2,47	1,10	1,11	113	90	842	
S28	P110	0	935	0,97	2,43	0,90	0,92	113	90	842	
S29	P111	0	935	1,06	2,66	0,90	0,85	113	90	842	

(continuación)

ACERO nº	PRODUCCIÓN nº	LAMINADO EN EL INTERVALO DE Ar ₃ A MENOR QUE T ₁ +30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO						
		REDUCCIÓN ACUMULADA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO /°C	t1 /s	2,5x1 /s	t /s	t/t1 /-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO /°C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE ACABADO /°C
S30	P112	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S31	P113	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S32	P114	0	935	0,97	2,43	0,90	0,93	113	90	842
S33	P115	0	935	1,02	2,55	0,90	0,88	113	90	842
S34	P116	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S35	P117	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S36	P118	Aparecen grietas durante el laminado en caliente								
S37	P119	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S38	P120	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S39	P121	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S40	P122	0	935	3,68	9,20	0,90	0,24	113	90	842
S41	P123	0	935	1,38	3,44	0,90	0,65	113	90	842
S42	P124	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S43	P125	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S44	P126	0	935	0,99	2,48	0,90	0,91	113	90	842
S45	P127	0	935	2,67	6,67	0,90	0,34	113	90	842
S46	P128	0	935	2,10	5,25	0,90	0,43	113	90	842
S47	P129	0	935	3,68	9,20	0,90	0,24	113	90	842
S48	P130	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S49	P131	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S50	P132	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S51	P133	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842

(continuación)

ACERO nº	PRODUCCIÓN nº	LAMINADO EN EL INTERVALO DE Ar3 A MENOR QUE T1+30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO						
		REDUCCIÓN ACUMULADA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO /°C	t1 /s	2,5x1 /s	t /s	t/t1 /-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO /°C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE ACABADO /°C
S52	P134	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S53	P135	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842

TABLA 10-1

ACERO nº	PRODUCCIÓN nº	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C				LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C						
		FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/%	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA/ μ m	REDUCCIÓN ACUMULATIVA/%	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN /-	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 30% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN/%	P1/%	T1/°C	MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERATURA ENTRE PASADAS/°C	
S54	P136	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S55	P137	Aparecen grietas durante el laminado en caliente										
S56	P138	Aparecen grietas durante el laminado en caliente										
S57	P139	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S58	P140	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S59	P141	1	45	180	65	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S60	P142	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S61	P143	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S62	P144	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S63	P145	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S64	P146	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S65	P147	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S66	P148	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S67	P149	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S68	P150	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S69	P151	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S70	P162	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S71	P153	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S72	P154	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S73	P155	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	
S74	P156	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20	

(continuación)

ACERO nº	PRODUCCIÓN nº	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C			LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C					MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERATURA ENTRE PASADAS/°C	
		FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/%	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA/ μ m	REDUCCIÓN ACUMULATIVA/%	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN /-	FRECUENCIA DE REDUCCIÓN DE 30% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN/%	P1/%		Tf/°C
S75	P157	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S76	P158	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S77	P159	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S78	P160	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S79	P161	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S80	P162	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S81	P163	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S82	P164	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S83	P165	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S84	P166	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S85	P167	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S86	P168	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S87	P169	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S88	P170	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S89	P171	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S90	P172	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S91	P173	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S92	P174	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S93	P175	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S94	P176	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S95	P177	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20

(continuación)

ACERO nº	PRODUC- CIÓN nº	LAMINADO EN EL INTERVALO DE 1000°C A 1200°C			LAMINADO EN EL INTERVALO DE T1+30°C a T1+200°C						
		FRECUEN- CIA DE REDUCCIÓN DE 40% O MAYOR/-	CADA REDUC- CIÓN DE 40% O MAYOR/%	TAMAÑO DE GRANO DE AUSTENITA/ μ m	REDUCCIÓN ACUMULATIVA/ %	FRECUEN- CIA DE REDUCCIÓN /-	FRECUEN- CIA DE REDUCCIÓN DE 30% O MAYOR/-	CADA REDUCCIÓN/ %	P1/%	Tf/°C	MÁXIMO DE SUBIDA DE TEMPERA- TURA ENTRE PASADAS/°C
S96	P178	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S97	P179	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20
S98	P180	1	45	180	55	4	1	13/13/15/30	30	935	20

TABLA 10-2

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE A _{r3} A MENOR QUE T1+30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO							
		REDUCCIÓN ACUMULADA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO /°C	t1 /s	2,5×t1 /s	t /s	t/t1 /-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO /°C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO /°C	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO /°C	
S54	P136	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S55	P137	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									
S56	P138	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									
S57	P139	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S58	P140	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S59	P141	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S60	P142	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S61	P143	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S62	P144	0	935	1,04	2,60	0,90	0,86	113	90	842	
S63	P145	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S64	P146	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S65	P147	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S66	P148	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S67	P149	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
868	P150	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S69	P151	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S70	P152	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842	
S71	P153	0	935	0,99	2,48	0,90	0,91	113	90	842	
S72	P154	0	935	1,01	2,52	0,90	0,89	113	90	842	
S73	P155	0	935	0,99	2,48	0,90	0,91	113	90	842	
S74	P156	0	935	1,00	2,50	0,90	0,90	113	90	842	

(continuación)

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE Ar ₃ A MENOR QUE T1+30°C		PRIMER ENFRIAMIENTO						
		REDUCCIÓN ACUMULADA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO /°C	t1 /s	2,5x1 /s	t /s	t/t1 /-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO /°C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO /°C	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO /°C
S75	P157	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S76	P158	0	935	1,00	2,49	0,90	0,90	113	90	842
S77	P159	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S78	P160	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S79	P161	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S80	P162	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S81	P163	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S82	P164	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S83	P165	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S84	P166	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S85	P167	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S86	P168	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S87	P169	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S88	P170	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S89	P171	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S90	P172	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S91	P173	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S92	P174	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S93	P175	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S94	P176	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S95	P177	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S96	P178	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842

(continuación)

ACERO n°	PRODUCCIÓN n°	LAMINADO EN EL INTERVALO DE Ar3 A MENOR QUE T1+30°C			PRIMER ENFRIAMIENTO					
		REDUCCIÓN ACUMULADA/%	TEMPERATURA DE ACABADO DE LAMINADO /°C	t1 /s	2,5x11 /s	t /s	t/t1 /-	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO /°C/segundo	CAMBIO EN TEMPERATURA ENFRIAMIENTO /°C	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO /°C
S97	P179	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842
S98	P180	0	935	0,99	2,47	0,90	0,91	113	90	842

[Tabla 11]

TABLA 11

PRODUCCIÓN n°	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO			MANTENIMIENTO		TERCER-ENFRIAMIENTO		TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/°C
	TIEMPO HASTA QUE EMPIEZA SEGUNDO ENFRIAMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA DE MANTENIMIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	
P1	1,6	46	684	676	3,0	205	323	323
P2	1,6	50	647	639	3,0	222	292	292
P3	1,6	37	684	674	4,0	234	278	278
P4	1,6	2	830	820	4,0	232	327	327
P5	1,6	40	675	665	4,0	10	277	277
P6	1,6	43	656	646	4,0	105	600	600
P7	1,6	62	664	654	4,0	201	205	205
P8	1,6	47	647	639	3,0	183	285	285
P9	1,6	31	651	641	4,0	82	232	232
P10	1,6	57	680	675	2,0	170	228	228
P11	1,6	53	647	639	3,0	146	210	210
P12	1,6	98	665	660	2,0	45	307	307
P13	1,6	43	688	680	3,0	224	247	247
P14	1,6	51	675	665	4,0	223	326	326
P15	1,6	18	769	644	50,0	63	314	314
P16	1,6	58	677	669	3,0	96	221	221
P17	1,6	62	656	648	3,0	87	315	315
P18	1,6	72	654	644	4,0	159	231	231
P19	1,6	62	643	633	4,0	79	319	319
P20	1,6	45	650	640	4,0	231	214	214
P21	1,6	68	670	665	2,0	100	327	327

(continuación)

PRODUCCIÓN n°	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO			MANTENIMIENTO			TERCER-ENFRIAMIENTO			TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/°C
	TIEMPO HASTA QUE EMPIEZA SEGUNDO ENFRIAMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA DE MANTENIMIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/°C		
P22	1,6	95	659	654	2,0	117	237	237	237	
P23	1,6	70	646	638	3,0	184	278	278	278	
P24	1,6	56	677	667	4,0	239	277	277	277	
P25	1,6	52	643	635	3,0	166	284	284	284	
P26	1,6	69	652	647	2,0	107	251	251	251	
P27	1,6	59	640	632	3,0	161	234	234	234	
P28	1,6	27	674	666	3,0	167	318	318	318	
P29	1,6	74	674	666	3,0	97	333	333	333	
P30	1,6	78	663	655	3,0	122	341	341	341	
P31	1,6	53	651	643	3,0	234	267	267	267	
P32	1,6	55	659	649	4,0	74	308	308	308	
P33	1,6	57	664	656	3,0	82	328	328	328	
P34	1,6	82	661	651	4,0	164	337	337	337	
P35	1,6	38	672	662	4,0	105	331	331	331	
P36	1,6	65	674	669	2,0	180	232	232	232	
P37	1,6	52	687	679	3,0	143	222	222	222	
P38	1,6	62	656	648	3,0	95	256	256	256	
P39	1,6	80	663	655	3,0	221	347	347	347	
P40	1,6	70	649	639	4,0	230	239	239	239	
P41	1,6	77	651	646	2,0	86	311	311	311	
P42	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									
P43	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									

(continuación)

PRODUCCIÓN n°	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO		MANTENIMIENTO		TERCER-ENFRIAMIENTO		TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/°C
	TIEMPO HASTA QUE EMPIEZA SEGUNDO ENFRIAMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA DE MANTENIMIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	
P44	Aparecen grietas durante el laminado en caliente						
P45	Aparecen grietas durante el laminado en caliente						

[Tabla 12]

TABLA 12

PRODUCTO n°	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO			MANTENIMIENTO		TERCER-ENFRIAMIENTO			TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/ °C
	TIEMPO HASTA QUE EMPIEZA SEGUNDO ENFRIAMIENTO /s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/se-gundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO °C	TEMPERATURA DE MANTENIMIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO TO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/se-gundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/ °C		
P46	1,6	45	500	=	=	=	=	500	
P47	1,6	45	500	=	=	=	=	500	
P48	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P49	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P50	2,8	37	724	700	8,0	70	330	330	
P51	3,5	37	724	700	8,0	70	330	330	
P52	2,8	37	724	700	8,0	70	330	330	
P53	2,8	37	724	700	8,0	70	330	330	
P54	2,8	37	724	700	8,0	70	330	330	
P55	2,8	18	724	700	8,0	70	330	330	
P56	2,8	30	724	700	8,0	70	330	330	
P57	2,8	22	724	700	8,0	70	330	330	
P58	2,8	22	724	700	8,0	70	330	330	
P59	2,8	17	724	700	8,0	70	330	330	
P60	2,8	48	669	630	13,0	70	80	80	
P61	2,8	35	709	700	3,0	60	330	330	
P62	2,8	37	703	700	1,0	250	50	50	
P63	2,8	30	724	700	8,0	70	330	330	
P64	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P65	3,5	34	724	700	8,0	70	330	330	
P66	2,8	36	724	700	8,0	70	330	330	

(continuación)

PRODUCTO n°	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO			MANTENIMIENTO			TERCER-ENFRIAMIENTO			TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/ °C
	TIEMPO HASTA QUE EMPIEZA SEGUNDO ENFRIAMIENTO /s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/se-gundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO °C	TEMPERATURA DE MANTENIMIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO TO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/se-gundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/ °C			
P67	2,8	36	724	700	8,0	70	330	330	330	
P68	2,8	36	724	700	8,0	70	330	330	330	
P69	2,8	18	724	700	8,0	70	330	330	330	
P70	2,8	30	724	700	8,0	70	330	330	330	
P71	2,8	21	724	700	8,0	70	330	330	330	
P72	2,8	21	724	700	8,0	70	330	330	330	
P73	2,8	16	724	700	8,0	70	330	330	330	
P74	2,8	48	669	630	13,0	70	80	80	80	
P75	2,8	35	709	700	3,0	60	330	330	330	
P76	2,8	37	703	700	1,0	250	50	50	50	
P77	2,8	29	724	700	8,0	70	330	330	330	
P78	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	330	
P79	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	330	
P80	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	330	
P81	3,5	21	724	700	8,0	70	330	330	330	
P82	3,5	17	634	610	8,0	70	330	330	330	
P83	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	330	
P84	3,5	54	724	700	8,0	70	330	330	330	
P85	3,5	18	724	700	8,0	70	330	330	330	
P86	3,5	73	724	700	8,0	70	330	330	330	
P87	3,5	10	724	700	8,0	70	330	330	330	
P88	3,5	36	<u>829</u>	<u>805</u>	8,0	250	50	50	50	

(continuación)

PRODUC- TO n°	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO			MANTENIMIENTO		TERCER-ENFRIAMIENTO			TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/ °C
	TIEMPO HASTA QUE EMPIEZA SEGUNDO ENFRIAMIENTO /s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/se- gundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO °C	TEMPERATURA DE MANTENI- MIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIEN- TO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/se- gundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/ °C		
P89	3,5	43	702	700	<u>0,5</u>	250	50	50	
P90	3,5	28	748	700	<u>16,0</u>	70	330	330	

[Tabla 13]

TABLA 13

PRODUCCIÓN n°	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO			MANTENIMIENTO		TERCER-ENFRIAMIENTO			TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/°C
	TIEMPO HASTA QUE EMPIEZA SEGUNDO ENFRIAMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA DE MANTENIMIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C		
P91	3,5	36	724	700	8,0	20	330	330	330
P92	3,5	36	724	700	8,0	70	355	355	330
P93	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	355
P94	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	330
P95	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	330
P96	3,5	21	724	700	8,0	70	330	330	330
P97	3,5	16	634	610	8,0	70	330	330	330
P98	3,5	34	724	700	8,0	70	330	330	330
P99	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	330
P100	3,5	54	724	700	8,0	70	330	330	330
P101	3,5	17	724	700	8,0	70	330	330	330
P102	3,5	73	724	700	8,0	70	330	330	330
P103	3,5	10	724	700	8,0	70	330	330	330
P104	3,5	36	829	805	8,0	250	50	50	50
P105	3,5	43	702	700	0,5	250	50	50	50
P106	3,5	28	748	700	16,0	70	330	330	330
P107	3,5	36	724	700	8,0	20	330	330	330
P108	3,5	36	724	700	8,0	70	355	355	330
P109	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	355
P110	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	330
P111	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	330

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO			MANTENIMIENTO		TERCER-ENFRIAMIENTO		TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/°C
	TIEMPO HASTA QUE EMPIEZA SEGUNDO ENFRIAMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA DE MANTENIMIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	
P112	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P113	3,5	36	724	700	80	70	330	330
P114	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P115	3,5	36	724	700	80	70	330	330
P116	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P117	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P118	Aparecen grietas durante el laminado en caliente							
P119	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P120	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P121	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P122	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P123	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P124	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P125	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P126	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P127	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P128	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P129	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P130	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P131	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P132	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P133	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330

(continuación)

PRODUCCIÓN n°	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO			MANTENIMIENTO		TERCER-ENFRIAMIENTO		TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/°C
	TIEMPO HASTA QUE EMPIEZA SEGUNDO ENFRIAMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA DE MANTENIMIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	
P134	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P135	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330

[Tabla 14]

TABLA 14

PRODUCCIÓN n°	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO			MANTENIMIENTO		TERCER-ENFRIAMIENTO		TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/°C
	TIEMPO HASTA SEGUNDO ENFRIAMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA DE MANTENIMIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO /°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO /°C	
P136	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P137	Aparecen grietas durante el laminado en caliente							
P138	Aparecen grietas durante el laminado en caliente							
P139	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P140	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P141	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P142	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P143	3,6	38	724	700	8,0	70	330	330
P144	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P145	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P146	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P147	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P148	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P149	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P150	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P151	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P152	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P153	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P154	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P155	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330
P156	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO			MANTENIMIENTO		TERCER-ENFRIAMIENTO			TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/°C
	TIEMPO HASTA SEGUNDO ENFRIAMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	TEMPERATURA DE MANTENIMIENTO PROMEDIO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C		
P157	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P158	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P159	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P160	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P161	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P162	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P163	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P164	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P165	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P166	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P167	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P168	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P169	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P170	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P171	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P172	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P173	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P174	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P175	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P176	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P177	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	
P178	3,5	36	724	700	8,0	70	330	330	

(continuación)

PRODUCCIÓN n°	SEGUNDO-ENFRIAMIENTO		MANTENIMIENTO		TERCER-ENFRIAMIENTO		TEMPERATURA DE ENFRIAMIENTO/°C
	TIEMPO HASTA SEGUNDO ENFRIAMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	TIEMPO DE MANTENIMIENTO/s	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO/°C/segundo	TEMPERATURA AL ACABAR EL ENFRIAMIENTO/°C	
P179	3,5	36	724	8,0	70	330	330
P180	3,5	36	724	8,0	70	330	330

[Tabla 15]

TABLA 15-1

PRODUCCIÓN nº	TEXTURA		FRACCIÓN DE ÁREA DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA									
	D1/-	D2/-	F/%	B/%	F+B/%	fM/%	P/%	Y/%	FASE EXCEPTO F, B, Y M/%		FRACCIÓN DE ÁREA DE GRANOS GRUESOS/%	
P1	4,8	3,8	93,6	0,0	93,6	6,4	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,2
P2	4,9	3,5	91,1	0,0	91,1	8,9	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,0
P3	5,3	4,3	93,0	0,0	93,0	7,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	13,5
P4	4,3	3,3	29,0	0,0	29,0	71,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	13,8
P5	5,9	4,9	75,0	0,0	75,0	0,0	25,0	0,0	0,0	25,0	0,0	10,0
P6	4,4	3,2	100,0	0,0	100,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	10,0
P7	4,7	3,6	95,0	0,0	95,0	5,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,0
P8	6,9	5,1	91,1	0,0	91,1	8,9	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	12,0
P9	5,6	4,6	93,0	0,0	93,0	7,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	16,0
P10	4,6	3,7	92,0	0,0	92,0	8,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,0
P11	4,6	3,8	94,3	0,0	94,3	5,7	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,1
P12	5,3	4,3	58,1	30,0	88,1	1,4	10,5	0,0	0,0	10,5	0,0	13,8
P13	4,7	3,5	92,0	0,0	92,0	8,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,3
P14	4,7	3,6	88,1	0,0	88,1	11,9	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,2
P15	4,6	3,4	92,0	0,0	92,0	8,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	25,0
P16	4,4	3,3	94,5	0,0	94,5	5,5	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,8
P17	4,5	3,6	95,4	0,0	95,4	4,6	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,4
P18	4,5	3,7	91,2	0,0	91,2	8,8	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,6
P19	4,6	3,5	93,0	0,0	93,0	7,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,7
P20	5,8	4,8	93,6	0,0	93,6	6,4	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	18,0
P21	4,3	3,7	83,0	0,0	83,0	17,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,4
P22	5,8	4,8	84,7	0,0	84,7	15,3	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	19,0
P23	4,3	3,8	80,0	0,0	80,0	16,0	0,0	0,0	2,0	4,0	0,0	6,6

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	TEXTURA		FRACCIÓN DE ÁREA DE LA ESTRUCTURA METALGRÁFICA									
	D1/-	D2/-	F/%	B/%	F+B/%	fM/%	P/%	γ/%	FASE EXCEPTO F, B, Y M/%		FRACCIÓN DE ÁREA DE GRANOS GRUESOS/%	
P24	4,4	3,5	97,8	0,0	97,6	2,4	0,0	0,0	0,0	0,0	6,6	
P25	4,3	3,3	96,6	0,0	96,6	3,4	0,0	0,0	0,0	0,0	6,7	
P26	4,3	3,4	97,6	0,0	97,6	2,4	0,0	0,0	0,0	0,0	6,3	
P27	4,4	3,5	95,0	0,0	95,0	5,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,5	
P28	<u>5,2</u>	<u>4,8</u>	44,0	51,0	95,0	4,3	0,0	0,0	0,0	0,7	10,0	
P29	4,3	3,3	90,0	0,0	90,0	10,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,2	
P30	4,4	3,4	81,0	0,0	81,0	19,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,3	
P31	4,5	3,6	93,6	0,0	93,6	6,4	0,0	0,0	0,0	0,0	6,9	
P32	<u>6,8</u>	<u>5,1</u>	94,9	0,0	94,9	5,1	0,0	0,0	0,0	0,0	15,0	
P33	4,6	3,7	93,6	0,0	93,6	6,4	0,0	0,0	0,0	0,0	6,6	
P34	4,7	3,9	94,2	0,0	94,2	5,8	0,0	0,0	0,0	0,0	6,5	
P35	<u>7,1</u>	<u>5,8</u>	97,2	0,0	97,2	2,8	0,0	0,0	0,0	0,0	14,0	
P36	4,8	3,8	94,2	0,0	94,2	5,8	0,0	0,0	0,0	0,0	6,3	
P37	4,7	3,8	78,0	0,0	78,0	22,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,5	
P38	4,4	3,7	71,0	0,0	71,0	21,0	0,0	0,0	0,0	8,0	6,6	
P39	4,6	3,6	94,5	0,0	94,5	5,5	0,0	0,0	0,0	0,0	6,7	
P40	4,3	3,3	75,0	0,0	75,0	25,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,4	
P41	4,4	3,4	97,6	0,0	97,6	2,4	0,0	0,0	0,0	0,0	6,8	
P42	Aparecen grietas durante el laminado en caliente											
P43	Aparecen grietas durante el laminado en caliente											
P44	Aparecen grietas durante el laminado en caliente											
P45	Aparecen grietas durante el laminado en caliente											

ES 2 690 050 T3

TABLA 15-2

PRODUCCIÓN n°	TAMAÑO DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA			
	DIÁMETRO PROMEDIO EN VOLUMEN / μm	dia / μm	dis / μm	FRACCIÓN DE ÁREA DONDE SE SATISFACE La/Lb $\leq 5,0$ /%
P1	14,3	1,3	11,0	56,0
P2	13,8	1,2	10,0	56,0
P3	31,1	<u>15,0</u>	33,0	53,0
P4	31,7	<u>20,0</u>	35,0	53,0
P5	23,0	-	-	-
P6	23,0	-	-	-
P7	13,8	0,8	13,0	55,0
P8	41,0	<u>15,0</u>	35,0	43,0
P9	36,8	<u>15,0</u>	35,0	53,0
P10	13,8	1,0	14,0	54,0
P11	14,0	1,1	11,0	54,0
P12	31,7	<u>14,0</u>	34,0	56,0
P13	14,5	1,0	14,0	54,0
P14	14,3	1,2	12,0	53,0
P15	57,5	10,6	28,0	78,0
P16	15,6	1,2	10,0	54,0
P17	14,7	1,2	9,0	58,0
P18	15,2	1,6	12,0	51,0
P19	15,4	1,3	10,0	51,0
P20	41,4	<u>16,0</u>	36,0	51,0
P21	14,7	1,1	18,0	50,0
P22	43,7	<u>15,5</u>	35,5	75,0
P23	15,0	1,2	19,0	51,0
P24	15,2	1,4	6,0	51,0
P25	15,4	1,0	9,0	51,0
P26	14,5	1,1	8,0	55,0
P27	15,0	1,2	7,0	51,0
P28	23,0	10,0	30,0	51,0
P29	14,3	1,9	13,0	51,0
P30	14,5	1,4	18,0	51,0
P31	15,9	1,0	13,0	51,0
P32	34,5	<u>13,5</u>	32,0	51,0
P33	15,2	1,1	11,0	51,0
P34	15,0	1,4	8,0	56,0
P35	32,2	<u>13,3</u>	30,0	51,0
P36	14,5	0,9	13,0	55,0
P37	15,0	1,1	25,0	55,0

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN n°	TAMAÑO DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA			
	DIÁMETRO PROMEDIO EN VOLUMEN / μm	dia / μm	dis / μm	FRACCIÓN DE ÁREA DONDE SE SATISFACE $L_a/L_b \leq 5,0$ /%
P38	15,2	1,1	23,0	55,0
P39	15,4	1,3	9,0	55,0
P40	14,7	1,4	20,0	56,0
P41	15,6	1,0	8,0	55,0
P42	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			
P43	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			
P44	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			
P45	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			

[Tabla 16]

TABLA 16-1

PRODUCCIÓN n°	TEXTURA		FRACCIÓN DE ÁREA DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA							
	D1/-	D2/-	F/%	B/%	F+B/%	fM/%	P/%	γ /%	FASE EXCEPTO F, B, Y M/%	FRACCIÓN DE ÁREA DE GRANOS GRUESOS/%
P46	4,6	3,2	14,4	85,6	<u>100,0</u>	<u>0,0</u>	0,0	0,0	0,0	10,0
P47	4,5	3,3	7,6	92,4	<u>100,0</u>	<u>0,0</u>	0,0	0,0	0,0	10,0
P48	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P49	4,5	3,5	75,0	12,0	87,0	1,7	0,0	0,0	11,3	9,5
P50	4,4	3,4	81,0	12,0	93,0	1,9	0,0	0,0	5,1	9,0
P51	4,9	3,8	81,0	10,0	91,0	1,5	0,0	0,0	7,5	7,5
P52	4,2	3,2	78,0	17,0	95,0	2,0	0,0	0,0	3,0	8,0
P53	4,0	3,0	79,0	13,0	92,0	1,7	0,0	0,0	6,3	7,5
P54	3,8	2,8	83,0	10,0	93,0	1,8	0,0	0,0	5,2	7,3
P55	4,4	3,4	82,0	13,0	95,0	2,3	0,0	0,0	2,7	9,0
P56	3,7	2,7	79,0	18,0	97,0	1,5	0,0	0,0	1,5	7,2
P57	4,2	3,2	81,0	12,0	93,0	1,8	0,0	0,0	5,2	8,0
P58	3,9	2,9	75,0	17,0	92,0	2,0	0,0	0,0	6,0	7,4
P59	4,6	3,6	75,0	14,0	89,0	2,1	0,0	0,0	8,9	9,0
P60	3,7	2,7	95,0	3,0	98,0	2,0	0,0	0,0	0,0	12,0
P61	3,7	2,7	22,0	75,0	97,0	2,0	1,0	0,0	1,0	7,2
P62	3,7	2,7	35,0	2,0	37,0	60,0	0,0	3,0	3,0	7,2
P63	3,8	2,8	75,0	22,0	97,0	3,0	0,0	0,0	0,0	5,0
P64	4,0	3,0	75,0	15,0	90,0	2,3	0,0	0,0	7,7	14,0
P65	3,8	2,8	76,0	17,0	93,0	1,7	0,0	0,0	5,3	15,0
P66	3,5	2,5	82,0	12,0	94,0	1,5	0,0	0,0	4,5	10,0
P67	3,3	2,3	76,0	11,0	87,0	1,6	0,0	0,0	11,4	9,5
P68	3,1	2,1	82,0	10,0	92,0	1,5	0,0	0,0	6,5	9,3

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN n°	TEXTURA		FRACCIÓN DE ÁREA DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA							FASE EXCEPTO F, B, Y M/%	FRACCIÓN DE ÁREA DE GRANOS GRUESOS/%
	D1/-	D2/-	F/%	B/%	F+B/%	fM/%	P/%	γ/%			
P69	3,7	2,7	78,0	18,0	96,0	2,0	0,0	0,0	2,0	11,0	
P70	3,0	2,0	77,0	17,0	94,0	1,9	0,0	0,0	4,1	9,2	
P71	3,5	2,5	82,0	14,0	96,0	2,2	0,0	0,0	1,8	10,0	
P72	3,2	2,2	75,0	12,0	87,0	1,9	0,0	0,0	11,1	9,4	
P73	3,9	2,9	78,0	17,0	95,0	1,5	0,0	0,0	3,5	11,0	
P74	3,0	2,0	95,0	3,0	98,0	2,0	0,0	0,0	0,0	9,2	
P75	3,0	2,0	22,0	75,0	97,0	2,0	1,0	0,0	1,0	9,2	
P76	3,0	2,0	35,0	2,0	37,0	60,0	0,0	3,0	3,0	9,2	
P77	2,9	1,9	75,0	22,0	97,0	3,0	0,0	0,0	0,0	9,7	
P78	<u>5,8</u>	<u>4,8</u>	81,0	14,0	95,0	1,9	0,0	0,0	3,1	20,0	
P79	<u>5,8</u>	<u>4,8</u>	75,0	10,0	85,0	2,2	0,0	0,0	12,8	20,0	
P80	<u>5,8</u>	<u>4,8</u>	79,0	18,0	97,0	2,0	0,0	0,0	1,0	14,0	
P81	<u>5,8</u>	<u>4,8</u>	83,0	14,0	97,0	1,7	0,0	0,0	1,3	20,0	
P82	<u>5,8</u>	<u>4,8</u>	79,0	12,0	91,0	1,8	0,0	0,0	7,2	14,0	
P83	4,7	3,7	79,0	12,0	91,0	1,6	0,0	0,0	7,4	20,0	
P84	4,7	3,7	81,0	11,0	92,0	1,6	0,0	0,0	6,4	20,0	
P85	<u>5,8</u>	<u>4,8</u>	77,0	18,0	95,0	1,6	0,0	0,0	3,4	14,0	
P86	4,0	3,1	76,0	16,0	92,0	1,5	0,0	0,0	6,5	20,0	
P87	4,5	2,9	78,0	14,0	92,0	2,0	0,0	0,0	6,0	20,0	
P88	4,8	3,5	21,5	2,0	<u>23,5</u>	<u>71,0</u>	0,0	5,5	5,5	12,0	
P89	4,0	3,0	21,5	2,0	<u>23,5</u>	<u>71,0</u>	0,0	5,5	5,5	12,0	
P90	4,3	2,6	95,0	2,0	97,0	1,0	0,0	0,0	2,0	20,0	

TABLA 16-2

PRODUCCIÓN n°	TAMAÑO DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA			
	DIÁMETRO PROMEDIO EN VOLUMEN /μm	dia /μm	dis /μm	FRACCIÓN DE ÁREA DONDE SE SATISFACE La/Lb ≤5,0 /%
P46	23,0	-	-	-
P47	23,0	-	-	-
P48	29,5	7,5	27,0	51,0
P49	28,5	7,0	26,5	53,0
P50	27,5	6,5	26,0	54,0
P51	22,0	5,5	25,5	55,0
P52	25,0	6,0	25,8	55,0
P53	22,0	5,5	25,5	56,0
P54	20,0	5,3	25,0	57,0
P55	27,5	6,5	26,0	54,0

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	TAMAÑO DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA			
	DIÁMETRO PROMEDIO EN VOLUMEN / μm	día / μm	dis / μm	FRACCIÓN DE ÁREA DONDE SE SATISFACE La/Lb $\leq 5,0$ /%
P56	19,0	5,2	25,0	57,5
P57	25,0	6,0	25,8	55,0
P58	21,0	5,4	25,3	56,0
P59	27,5	6,5	26,0	54,0
P60	29,5	5,0	24,5	58,0
P61	19,0	5,2	25,0	57,5
P62	19,0	1,0	25,0	57,5
P63	15,0	4,2	24,3	59,5
P64	31,0	8,0	27,5	51,0
P65	35,0	8,5	28,0	50,6
P66	26,5	6,5	26,3	55,0
P67	23,5	6,0	26,0	56,0
P68	21,5	5,8	25,5	57,0
P69	29,0	7,0	26,5	54,0
P70	20,5	5,7	25,5	57,5
P71	26,5	6,5	26,3	55,0
P72	22,5	5,9	25,8	56,0
P73	29,0	7,0	26,5	54,0
P74	20,5	5,5	25,0	58,0
P75	20,5	5,7	25,5	57,5
P76	20,5	1,0	25,0	57,5
P77	22,5	6,0	26,2	57,3
P78	40,0	<u>15,0</u>	35,0	50,0
P79	40,0	<u>15,0</u>	35,0	50,0
P80	40,0	<u>15,0</u>	35,0	50,0
P81	42,0	<u>15,0</u>	35,0	45,0
P82	29,5	10,0	30,0	45,0
P83	40,0	<u>15,0</u>	35,0	50,0
P84	40,0	<u>15,0</u>	35,0	50,0
P85	29,5	10,0	30,0	50,0
P86	40,0	<u>15,0</u>	35,0	50,0
P87	40,0	<u>15,0</u>	35,0	50,0
P88	29,5	<u>15,0</u>	27,0	51,0
P89	29,5	<u>15,0</u>	27,0	51,0
P90	40,0	7,5	27,0	51,0

ES 2 690 050 T3

[Tabla 17]

TABLA 17-1

PRODUCCIÓN nº	TEXTURA		FRACCIÓN DE ÁREA DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA							
	D1 /-	D2 /-	F /%	B /%	F+B /%	fM /%	P /%	γ /%	FASE EXCEPTO F, B, Y M/%	FRACCIÓN DE ÁREA DE GRANOS GRUESOS /%
P91	<u>5,8</u>	<u>4,8</u>	75,0	2,0	77,0	3,0	20,0	0,0	20,0	12,0
P92	4,4	3,2	77,0	23,0	<u>100,0</u>	<u>0,0</u>	0,0	0,0	0,0	12,0
P93	4,5	3,3	77,0	23,0	<u>100,0</u>	<u>0,0</u>	0,0	0,0	0,0	12,0
P94	<u>5,1</u>	<u>4,1</u>	75,0	10,0	85,0	2,4	0,0	0,0	12,6	22,0
P95	<u>5,1</u>	<u>4,1</u>	75,0	19,0	94,0	1,6	0,0	0,0	4,4	22,0
P96	<u>5,1</u>	<u>4,1</u>	79,0	17,0	96,0	1,9	0,0	0,0	2,1	22,0
P97	<u>5,1</u>	<u>4,1</u>	75,0	10,0	85,0	2,3	0,0	0,0	12,7	16,0
P98	<u>5,1</u>	<u>4,1</u>	76,0	10,0	86,0	2,1	0,0	0,0	11,9	18,0
P99	4,2	2,8	84,0	13,0	97,0	2,2	0,0	0,0	0,8	22,0
P100	4,0	3,1	75,0	18,0	93,0	2,0	0,0	0,0	5,0	22,0
P101	<u>5,1</u>	<u>4,1</u>	75,0	14,0	89,0	1,8	0,0	0,0	9,2	16,0
P102	4,2	2,8	76,0	18,0	94,0	2,1	0,0	0,0	3,9	22,0
P103	4,0	2,9	75,0	12,0	87,0	1,8	0,0	0,0	11,2	22,0
P104	4,9	3,7	21,5	2,0	<u>23,5</u>	<u>71,0</u>	0,0	5,5	5,5	14,0
P105	4,4	3,3	21,5	2,0	<u>23,5</u>	<u>71,0</u>	0,0	5,5	5,5	14,0
P106	4,5	3,1	95,0	2,0	97,0	1,0	0,0	0,0	2,0	22,0
P107	<u>5,1</u>	<u>4,1</u>	75,0	2,0	77,0	3,0	20,0	0,0	20,0	14,0
P108	4,0	3,0	77,0	23,0	<u>100,0</u>	<u>0,0</u>	0,0	0,0	0,0	14,0
P109	4,0	3,0	77,0	23,0	<u>100,0</u>	<u>0,0</u>	0,0	0,0	0,0	14,0
P110	4,1	3,2	76,5	23,3	<u>99,8</u>	<u>0,2</u>	0,0	0,0	0,0	21,0
P111	4,1	2,8	80,0	17,0	97,0	3,0	0,0	0,0	0,0	21,0
P112	4,3	3,3	75,0	19,0	94,0	2,4	0,0	0,0	3,6	26,0
P113	4,1	3,1	82,0	10,0	92,0	1,6	0,0	0,0	6,4	29,0
P114	4,6	3,6	83,0	10,0	93,0	1,5	0,0	0,0	5,5	28,0
P115	4,6	3,7	76,0	12,0	88,0	2,4	0,0	0,0	9,6	28,0
P116	4,7	3,0	79,0	17,0	96,0	1,9	0,0	0,0	2,1	22,0
P117	4,4	3,6	83,0	14,0	97,0	2,1	0,0	0,0	0,9	22,0
P118	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									
P119	4,2	2,8	82,0	15,0	67,0	1,8	0,0	0,0	1,2	20,0
P120	4,5	3,0	84,0	13,0	97,0	2,1	0,0	0,0	0,9	23,0
P121	4,1	2,4	83,0	14,0	97,0	2,4	0,0	0,0	0,6	22,0
P122	4,4	3,0	75,0	17,0	92,0	2,1	0,0	0,0	5,9	29,0
P123	4,0	3,1	79,0	12,0	91,0	2,2	0,0	0,0	6,8	22,0
P124	4,9	4,0	81,0	16,0	97,0	2,2	0,0	0,0	0,8	21,0
P125	4,0	2,5	79,0	13,0	92,0	1,7	0,0	0,0	6,3	29,0
P126	<u>5,8</u>	<u>4,8</u>	77,0	15,0	92,0	2,4	0,0	0,0	6,6	24,0

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN n°	TEXTURA		FRACCIÓN DE ÁREA DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA							
	D1 /-	D2 /-	F /%	B /%	F+B /%	fM /%	P /%	γ /%	FASE EXCEPTO F, B, Y M/%	FRACCIÓN DE ÁREA DE GRANOS GRUESOS /%
P127	<u>5,8</u>	<u>4,8</u>	78,0	13,0	91,0	1,5	0,0	0,0	7,5	24,0
P128	<u>5,8</u>	<u>4,8</u>	79,0	10,0	89,0	2,0	0,0	0,0	9,0	26,0
P129	4,1	2,4	77,0	15,0	92,0	2,1	0,0	0,0	5,9	28,0
P130	4,2	3,4	77,0	16,0	93,0	2,3	0,0	0,0	4,7	22,0
P131	4,1	2,6	84,0	12,0	96,0	1,7	0,0	0,0	2,3	29,0
P132	4,7	3,4	75,0	18,0	93,0	1,9	0,0	0,0	5,1	20,0
P133	4,6	2,9	84,0	12,0	96,0	1,7	0,0	0,0	2,3	27,0
P134	4,3	2,7	83,0	14,0	97,0	2,4	0,0	0,0	0,6	25,0
P135	4,2	3,3	80,0	14,0	94,0	2,2	0,0	0,0	3,8	29,0

TABLA 17-2

PRODUCCIÓN n°	TAMAÑO DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA			
	DIÁMETRO PROMEDIO EN VOLUMEN/μm	dia/μm	dis/μm	FRACCIÓN DE ÁREA DONDE SE SATISFACE La/Lb ≤5,0 /%
P91	29,5	7,5	27,0	51,0
P92	29,5	-	-	-
P93	29,5	-	-	-
P94	41,5	<u>15,5</u>	35,5	50,0
P95	41,5	15,5	35,5	50,0
P96	43,5	<u>15,5</u>	35,5	45,0
P97	31,0	10,5	30,5	45,0
P98	34,0	10,5	30,5	51,0
P99	41,5	<u>15,5</u>	35,5	50,0
P100	41,5	<u>15,5</u>	35,5	50,0
P101	31,0	10,5	30,5	50,0
P102	41,5	<u>15,5</u>	35,5	50,0
P103	41,5	<u>15,5</u>	35,5	50,0
P104	31,0	<u>15,5</u>	27,5	51,0
P105	31,0	<u>15,5</u>	27,5	51,0
P106	41,5	8,0	27,6	51,0
P107	31,0	8,0	27,5	51,0
P108	31,0	-	-	-
P109	31,0	-	-	-
P110	37,0	7,3	28,0	52,0
P111	42,0	7,7	25,0	54,0
P112	36,0	7,8	26,0	56,0
P113	40,0	7,9	25,0	55,0
P114	37,0	7,0	26,0	59,0

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	TAMAÑO DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA			
	DIÁMETRO PROMEDIO EN VOLUMEN/ μm	dia/ μm	dis/ μm	FRACCIÓN DE ÁREA DONDE SE SATISFACE $L_a/L_b \leq 5,0$ /%
P115	35,0	7,2	23,0	56,0
P116	39,0	7,8	27,0	53,0
P117	41,0	7,0	24,0	55,0
P118	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			
P119	42,0	7,0	22,0	52,0
P120	42,0	7,7	20,0	56,0
P121	43,0	7,0	28,0	51,0
P122	40,0	7,5	21,0	51,0
P123	39,0	7,3	22,0	53,0
P124	44,0	7,7	28,0	53,0
P125	39,0	7,1	20,0	53,0
P126	44,0	7,3	25,0	58,0
P127	35,0	7,8	26,0	56,0
P128	37,0	7,7	27,0	52,0
P129	35,0	7,0	21,0	53,0
P130	43,0	7,6	21,0	57,0
P131	36,0	7,9	23,0	58,0
P132	40,0	7,4	22,0	53,0
P133	43,0	7,4	27,0	50,0
P134	38,0	7,8	21,0	56,0
P135	36,0	7,0	25,0	54,0

[Tabla 18]

TABLA 18-1

PRODUCCIÓN nº	TEXTURA		FRACCIÓN DE ÁREA DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA							
	D1/-	D2/-	F/%	B/%	F+B/%	fM/%	P/%	γ /%	FASE EXCEPTO F, B, Y M/%	FRACCIÓN DE ÁREA DE GRANOS GRUESOS/%
P136	4,5	3,5	82,0	15,0	97,0	2,2	0,0	0,0	0,8	26,0
P137	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									
P138	Aparecen grietas durante el laminado en caliente									
P139	4,0	2,8	76,0	13,0	89,0	2,1	0,0	0,0	8,9	26,0
P140	4,1	3,4	75,0	11,0	86,0	2,0	0,0	0,0	12,0	21,0
P141	4,5	4,0	83,0	14,0	97,0	1,8	0,0	0,0	1,2	24,0
P142	4,5	3,3	84,0	13,0	97,0	1,5	0,0	0,0	1,5	25,0
P143	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P144	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P145	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	TEXTURA		FRACCIÓN DE ÁREA DE LA ESTRUCTURA METALGRÁFICA							FRACCIÓN DE ÁREA DE GRANOS GRUESOS/%
	D1/-	D2/-	F/%	B/%	F+B/%	fM/%	P/%	γ/%	FASE EXCEPTO F, B, Y M/%	
P146	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P147	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P148	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P149	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P150	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P151	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P152	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P153	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P154	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P155	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P156	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P157	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P158	4,7	3,7	75,0	11,0	88,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P159	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P160	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P161	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P162	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P163	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P164	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P165	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P166	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P167	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P168	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P169	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P170	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P171	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P172	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P173	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P174	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P175	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P176	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P177	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P178	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P179	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0
P180	4,7	3,7	75,0	11,0	86,0	2,2	0,0	0,0	11,8	12,0

ES 2 690 050 T3

TABLA 18-2

PRODUCCIÓN n°	TAMAÑO DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA			
	DIÁMETRO PROMEDIO EN VOLUMEN/ μm	dia/ μm	dis/ μm	FRACCIÓN DE ÁREA DONDE SE SATISFACE La/Lb $\leq 5,0$ /%
P136	39,0	7,1	26,0	56,0
P137	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			
P138	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			
P139	35,0	7,3	28,0	58,0
P140	43,0	7,3	21,0	52,0
P141	35,0	7,6	29,0	50,0
P142	44,0	7,1	24,0	54,0
P143	29,5	7,5	27,0	51,0
P144	29,5	7,5	27,0	51,0
P145	29,5	7,5	27,0	51,0
P146	29,5	7,5	27,0	51,0
P147	29,5	7,5	27,0	51,0
P148	29,5	7,5	27,0	51,0
P149	29,5	7,5	27,0	51,0
P150	29,5	7,5	27,0	51,0
P151	29,5	7,5	27,0	51,0
P152	29,5	7,5	27,0	51,0
P153	29,5	7,5	27,0	51,0
P154	29,5	7,5	27,0	51,0
P155	29,5	7,5	27,0	51,0
P156	29,5	7,5	27,0	51,0
P157	29,5	7,6	27,0	51,0
P158	29,5	7,5	27,0	51,0
P159	29,5	7,5	27,0	51,0
P160	29,5	7,5	27,0	51,0
P161	29,5	7,5	27,0	51,0
P162	29,5	7,5	27,0	51,0
P163	29,5	7,5	27,0	51,0
P164	29,5	7,5	27,0	51,0
P165	29,5	7,5	27,0	51,0
P166	29,5	7,5	27,0	51,0
P167	29,5	7,5	27,0	51,0
P168	29,5	7,5	27,0	51,0
P169	29,5	7,5	27,0	51,0
P170	29,5	7,5	27,0	51,0
P171	29,5	7,5	27,0	51,0

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN n°	TAMAÑO DE LA ESTRUCTURA METALOGRAFICA			
	DIÁMETRO PROMEDIO EN VOLUMEN/ μm	dia/ μm	dis/ μm	FRACCIÓN DE ÁREA DONDE SE SATISFACE $L_a/L_b \leq 5,0$ /%
P172	29,5	7,5	27,0	51,0
P173	29,5	7,5	27,0	51,0
P174	29,5	7,5	27,0	51,0
P175	29,5	7,5	27,0	51,0
P176	29,5	7,5	27,0	51,0
P177	29,5	7,5	27,0	51,0
P178	29,5	7,5	27,0	51,0
P179	29,5	7,5	27,0	51,0
P180	29,5	7,5	27,0	51,0

[Tabla 19]

TABLA 19-1

PRODUCCIÓN n°	VALOR DE LANKFORD				OBSERVACIONES
	rL/-	rC/-	r30/-	r60/-	
P1	0,78	0,80	1,10	1,10	EJEMPLO
P2	0,68	0,70	1,10	1,00	EJEMPLO
P3	0,54	0,56	1,65	1,70	EJEMPLO COMPARATIVO
P4	0,78	0,80	1,40	1,42	EJEMPLO COMPARATIVO
P5	0,52	0,54	1,67	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P6	0,78	0,80	1,40	1,42	EJEMPLO COMPARATIVO
P7	0,68	0,70	1,20	1,20	EJEMPLO
P8	0,48	0,50	1,60	1,58	EJEMPLO COMPARATIVO
P9	0,52	0,54	1,67	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P10	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P11	0,68	0,70	1,20	1,10	EJEMPLO
P12	0,52	0,54	1,67	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P13	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P14	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P15	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P16	0,68	0,70	1,10	1,10	EJEMPLO
P17	0,68	0,70	1,10	1,10	EJEMPLO
P18	0,68	0,70	1,10	1,10	EJEMPLO
P19	0,98	1,00	1,00	1,00	EJEMPLO
P20	0,52	0,54	1,67	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P21	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P22	0,52	0,54	1,67	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P23	0,69	0,71	1,00	1,00	EJEMPLO
P24	0,68	0,70	1,10	1,10	EJEMPLO

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	VALOR DE LANKFORD				OBSERVACIONES
	rL/-	rC/-	r30/-	r60/-	
P25	0,69	0,71	1,10	1,10	EJEMPLO
P26	0,68	0,70	1,10	1,10	EJEMPLO
P27	0,68	0,70	1,10	1,10	EJEMPLO
P28	0,48	0,50	1,58	1,57	EJEMPLO COMPARATIVO
P29	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P30	0,68	0,70	1,10	1,00	EJEMPLO
P31	0,69	0,71	1,00	1,00	EJEMPLO
P32	0,46	0,48	1,60	1,67	EJEMPLO COMPARATIVO
P33	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P34	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P35	0,57	0,59	1,55	1,60	EJEMPLO COMPARATIVO
P36	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P37	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P38	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P39	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P40	0,68	0,70	1,10	1,10	EJEMPLO
P41	0,68	0,70	1,00	1,00	EJEMPLO
P42	Aparecen grietas durante el laminado en caliente				EJEMPLO COMPARATIVO
P43	Aparecen grietas durante el laminado en caliente				EJEMPLO COMPARATIVO
P44	Aparecen grietas durante el laminado en caliente				EJEMPLO COMPARATIVO
P45	Aparecen grietas durante el laminado en caliente				EJEMPLO COMPARATIVO

TABLA 19-2

PRODUCCIÓN nº	PROPIEDADES MECÁNICAS										OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA/-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA/-	TS/MPa	u- EL/%	EL/%	λ/%	TS x u- EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x λ/MPa%		
P1	232	0,23	540	15	35,2	102,7	8100	19008	55458	EJEMPLO	
P2	228	0,23	582	14	32,7	115,3	8148	19031	67105	EJEMPLO	
P3	233	0,23	525	9	26,2	58,1	4725	13755	30503	EJEMPLO COMPARATIVO	
P4	228	0,23	1207	2	10,7	3,3	2414	12915	3983	EJEMPLO COMPARATIVO	
P5	220	0,22	450	7	21,0	53,0	3150	9450	23850	EJEMPLO COMPARATIVO	
P6	233	0,23	489	7	21,0	66,0	3423	10268	32274	EJEMPLO COMPARATIVO	
P7	224	0,22	524	19	36,3	112,4	9956	19021	58898	EJEMPLO	
P8	228	0,23	577	8	23,0	43,0	4616	13271	24811	EJEMPLO COMPARATIVO	
P9	228	0,23	525	9	24,0	55,4	4725	12600	29085	EJEMPLO COMPARATIVO	
P10	249	0,25	567	18	33,5	115,8	10206	18995	65659	EJEMPLO	
P11	253	0,25	531	18	35,8	107,8	9558	19010	57242	EJEMPLO	
P12	253	0,25	550	5	20,6	54,5	2750	11330	29975	EJEMPLO COMPARATIVO	
P13	256	0,26	560	18	33,9	100,2	10080	18984	56112	EJEMPLO	
P14	250	0,25	659	13	30,2	109,4	8567	19902	72095	EJEMPLO	
P15	251	0,25	405	15	33,3	70,0	6075	13487	28350	EJEMPLO COMPARATIVO	
P16	259	0,26	529	17	35,9	112,5	8993	18991	59513	EJEMPLO	
P17	257	0,26	518	22	36,7	119,6	11396	19011	61953	EJEMPLO	
P18	240	0,24	600	17	31,7	122,6	10200	19020	73560	EJEMPLO	

(continuación)

PRODUCCIÓN n°	PROPIEDADES MECÁNICAS										OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA/-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA/-	TS/MPa	u- EL/%	EL/%	Δ/%	TS x u- EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x Δ/MPa%		
P19	244	0,24	552	17	34,4	110,8	9384	18989	61162	EJEMPLO	
P20	244	0,24	519	8	23,0	55,1	4152	11937	28597	EJEMPLO COMPARATIVO	
P21	250	0,25	698	17	27,2	100,6	11866	18986	70219	EJEMPLO	
P22	236	0,24	430	7	21,0	64,0	3010	9030	27520	EJEMPLO COMPARATIVO	
P23	282	0,28	734	13	25,9	83,4	9542	19011	61216	EJEMPLO	
P24	269	0,27	485	19	39,2	115,0	9215	19012	55775	EJEMPLO	
P25	271	0,27	496	20	38,3	105,0	9920	18997	52080	EJEMPLO	
P26	296	0,30	522	23	39,2	119,4	12006	20462	62327	EJEMPLO	
P27	297	0,30	485	23	36,4	109,6	11155	17654	53156	EJEMPLO	
P28	312	0,31	495	8	23,0	36,4	3960	11385	18018	EJEMPLO COMPARATIVO	
P29	265	0,26	760	10	25,0	96,1	7600	19000	73036	EJEMPLO	
P30	284	0,28	780	15	24,4	92,0	11700	19032	71760	EJEMPLO	
P31	291	0,29	536	20	35,4	100,0	10720	18974	53600	EJEMPLO	
P32	281	0,28	499	7	22,0	55,5	3493	10978	27695	EJEMPLO COMPARATIVO	
P33	291	0,29	543	15	35,0	113,8	8145	19005	61793	EJEMPLO	
P34	275	0,28	536	16	35,4	119,6	8576	18974	64106	EJEMPLO	
P35	273	0,27	479	7	22,0	57,0	3353	10538	27303	EJEMPLO COMPARATIVO	
P36	279	0,28	530	20	35,9	108,5	10600	19027	57505	EJEMPLO	
P37	253	0,25	846	9	22,5	66,9	7614	19035	56597	EJEMPLO	
P38	285	0,29	794	11	23,9	69,6	8734	18977	55262	EJEMPLO	
P39	250	0,25	532	19	35,7	124,4	10108	18992	66181	EJEMPLO	

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	PROPIEDADES MECÁNICAS										OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA/-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA/-	TS/MPa	u- EL/%	EL/%	λ/%	TS x u- EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x λ/MPa%	TS x λ/MPa%	
P40	232	0,23	888	14	21,4	72,0	12432	19003	63936		EJEMPLO
P41	261	0,26	485	26	39,2	121,0	12610	19012	58685		EJEMPLO
P42	Aparecen grietas durante el laminado en caliente										EJEMPLO COMPARATIVO
P43	Aparecen grietas durante el laminado en caliente										EJEMPLO COMPARATIVO
P44	Aparecen grietas durante el laminado en caliente										EJEMPLO COMPARATIVO
P45	Aparecen grietas durante el laminado en caliente										EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 690 050 T3

TABLA 19-3

PRODUCCIÓN nº	OTROS			OBSERVACIONES
	d/RmC/-	Rm45/ RmC/-	TS/fM × dis/dia/-	
P1	1,3	1,7	714	EJEMPLO
P2	1,2	1,8	545	EJEMPLO
P3	0,8	2,3	<u>165</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P4	1,6	1,3	<u>30</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P5	0,8	2,3	-	EJEMPLO COMPARATIVO
P6	1,8	1,0	-	EJEMPLO COMPARATIVO
P7	1,4	1,5	1703	EJEMPLO
P8	0,5	2,7	<u>151</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P9	0,5	2,7	<u>175</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P10	1,5	1,4	992	EJEMPLO
P11	1,3	1,7	932	EJEMPLO
P12	0,7	2,5	954	EJEMPLO COMPARATIVO
P13	1,5	1,4	980	EJEMPLO
P14	1,6	1,3	554	EJEMPLO
P15	1,5	1,4	<u>134</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P16	1,9	0,9	802	EJEMPLO
P17	1,6	1,3	845	EJEMPLO
P18	1,5	1,4	511	EJEMPLO
P19	1,9	0,9	607	EJEMPLO
P20	0,4	2,9	<u>182</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P21	1,2	1,8	672	EJEMPLO
P22	0,6	2,6	<u>64</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P23	1,6	1,3	726	EJEMPLO
P24	1,4	1,5	866	EJEMPLO
P25	1,3	1,7	1313	EJEMPLO
P26	1,6	1,3	1582	EJEMPLO
P27	1,7	1,2	566	EJEMPLO
P28	0,9	2,2	<u>345</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P29	1,6	1,3	520	EJEMPLO

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	OTROS			OBSERVACIONES
	d/RmC/-	Rm45/ RmC/-	TS/fM × dis/dia/-	
P30	1,7	1,2	528	EJEMPLO
P31	1,6	1,3	1088	EJEMPLO
P32	0,4	2,9	<u>232</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P33	1,5	1,4	848	EJEMPLO
P34	1,5	1,4	528	EJEMPLO
P35	0,3	3,0	<u>386</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P36	1,1	1,9	1320	EJEMPLO
P37	1,2	1,8	874	EJEMPLO
P38	1,6	1,3	791	EJEMPLO
P39	1,5	1,4	670	EJEMPLO
P40	1,1	1,9	507	EJEMPLO
P41	1,6	1,3	1617	EJEMPLO
P42	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			EJEMPLO COMPARATIVO
P43	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			EJEMPLO COMPARATIVO
P44	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			EJEMPLO COMPARATIVO
P45	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 20]

TABLA 20-1

PRODUCCIÓN nº	VALOR DE LANKFORD				OBSERVACIONES
	rL /-	rC /-	r30 /-	r60 /-	
P46	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P47	0,76	0,78	1,42	1,43	EJEMPLO COMPARATIVO
P48	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P49	0,76	0,78	1,42	1,43	EJEMPLO
P50	0,78	0,80	1,40	1,42	EJEMPLO
P51	0,72	0,74	1,46	1,48	EJEMPLO
P52	0,84	0,85	1,35	1,36	EJEMPLO
P53	0,86	0,87	1,33	1,34	EJEMPLO
P54	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO
P55	0,78	0,80	1,40	1,42	EJEMPLO
P56	0,92	0,92	1,28	1,28	EJEMPLO
P57	0,84	0,85	1,35	1,36	EJEMPLO

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	VALOR DE LANKFORD				OBSERVACIONES
	rL /-	rC /-	r30 /-	r60 /-	
P58	0,86	0,87	1,33	1,34	EJEMPLO
P59	0,76	0,77	1,43	1,44	EJEMPLO
P60	0,92	0,92	1,28	1,28	EJEMPLO
P61	0,92	0,92	1,28	1,28	EJEMPLO
P62	0,92	0,92	1,28	1,28	EJEMPLO
P63	0,90	0,92	1,28	1,29	EJEMPLO
P64	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO
P65	0,95	0,96	1,24	1,25	EJEMPLO
P66	0,98	1,00	1,20	1,22	EJEMPLO
P67	1,00	1,01	1,19	1,20	FXAMPLE
P68	1,04	1,04	1,16	1,16	EJEMPLO
P69	0,92	0,94	1,26	1,28	EJEMPLO
P70	1,06	1,07	1,13	1,14	EJEMPLO
P71	0,98	1,00	1,20	1,22	EJEMPLO
P72	1,00	1,01	1,19	1,20	EJEMPLO
P73	0,90	0,92	1,28	1,29	EJEMPLO
P74	1,06	1,07	1,13	1,14	EJEMPLO
P75	1,06	1,07	1,13	1,14	EJEMPLO
P76	1,06	1,07	1,13	1,14	EJEMPLO
P77	1,08	1,09	1,11	1,12	EJEMPLO
P78	0,52	0,56	1,66	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P79	0,52	0,56	1,66	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P80	0,52	0,56	1,66	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P81	0,52	0,56	1,66	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P82	0,52	0,56	1,66	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P83	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P84	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P85	0,52	0,56	1,66	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P86	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P87	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P88	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P89	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P90	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO

TABLA 20-2

PRODUCCIÓN nº	PROPIEDADES MECÁNICAS											OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA/-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA/-	TS/MPa	u- EL/%	EL/%	l/%	TS x u- EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x λ/MPa%			
P46	302	0,30	654	7	21,0	41,8	4578	13734	27337			EJEMPLO COMPARATIVO
P47	302	0,30	555	8	23,0	23,2	4440	12765	12876			EJEMPLO COMPARATIVO
P48	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600			EJEMPLO
P49	220	0,23	610	16	31,0	73,0	9760	18910	44530			EJEMPLO
P50	220	0,23	620	17	33,0	74,0	10540	20460	45880			EJEMPLO
P51	220	0,23	630	18	34,0	67,0	11340	21420	42210			EJEMPLO
P52	220	0,23	625	18	34,0	79,0	11250	21250	49375			EJEMPLO
P53	220	0,22	630	19	36,0	80,0	11970	22680	50400			EJEMPLO
P54	220	0,21	640	20	37,0	82,0	12800	23680	52480			EJEMPLO
P55	220	0,21	620	17	33,0	74,0	10540	20460	45880			EJEMPLO
P56	220	0,18	645	21	39,0	83,0	13545	25155	53535			EJEMPLO
P57	220	0,21	620	18	34,0	79,0	11160	21080	48980			EJEMPLO
P58	220	0,21	640	20	37,0	81,0	12800	23680	51840			EJEMPLO
P59	190	0,21	620	17	33,0	72,0	10540	20460	44640			EJEMPLO
P60	220	0,18	580	25	45,0	85,0	14500	26100	49300			EJEMPLO
P61	220	0,18	900	18	34,0	95,0	16200	30600	85500			EJEMPLO
P62	220	0,18	1220	8	12,0	65,0	9760	14640	79300			EJEMPLO
P63	220	0,18	655	23	42,0	81,0	15065	27510	53055			EJEMPLO
P64	220	0,23	590	12	26,0	80,0	7080	15340	47200			EJEMPLO
P65	220	0,23	560	13	25,0	81,0	7280	14000	45360			EJEMPLO
P66	220	0,23	600	14	28,0	88,0	8400	16800	52800			EJEMPLO

(continuación)

PRODUCCIÓN n°	PROPIEDADES MECÁNICAS										OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA/-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA/-	TS/MPa	u- EL/%	EL/%	λ/%	TS x u- EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x λ/MPa%		
P67	220	0,22	610	15	29,0	89,0	9150	17690	54290	EJEMPLO	
P68	220	0,21	620	16	31,0	91,0	9920	19220	56420	EJEMPLO	
P69	220	0,21	600	13	27,0	85,0	7800	16200	51000	EJEMPLO	
P70	220	0,18	625	17	33,0	94,0	10625	20625	58750	EJEMPLO	
P71	220	0,21	600	14	28,0	88,0	8400	16800	52800	EJEMPLO	
P72	220	0,21	620	16	31,0	90,0	9920	19220	55800	EJEMPLO	
P73	190	0,21	600	13	27,0	81,0	7800	16200	48600	EJEMPLO	
P74	220	0,18	560	21	39,0	94,0	11760	21840	52640	EJEMPLO	
P75	220	0,18	880	14	16,0	104,0	12320	14080	91520	EJEMPLO	
P76	220	0,18	1200	8	12,0	74,0	9600	14400	88800	EJEMPLO	
P77	220	0,18	615	16	31,0	94,5	9840	19065	58118	EJEMPLO	
P78	220	0,23	460	9	24,3	51,0	4140	11178	23460	EJEMPLO COMPARATIVO	
P79	220	0,24	460	9	23,6	51,0	4140	10948	23460	EJEMPLO COMPARATIVO	
P80	220	0,24	460	9	23,9	55,0	4140	10994	25300	EJEMPLO COMPARATIVO	
P81	220	0,22	470	9	23,8	55,0	4230	11186	25850	EJEMPLO COMPARATIVO	
P82	230	0,23	470	9	23,9	57,0	4230	11233	26790	EJEMPLO COMPARATIVO	
P83	220	0,23	460	9	24,0	65,0	4140	11040	29900	EJEMPLO COMPARATIVO	
P84	220	0,23	460	9	23,9	65,0	4140	10994	29900	EJEMPLO COMPARATIVO	
P85	240	0,22	490	9	24,3	50,0	4410	11907	24500	EJEMPLO COMPARATIVO	

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	PROPIEDADES MECÁNICAS										OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA-	TS/MPa	u- EL/%	EL/%	λ/%	TS x u- EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x λ/MPa%		
P86	220	0,23	460	9	23,6	65,0	4140	10856	29900	EJEMPLO COMPARATIVO	
P87	220	0,24	460	9	24,4	65,0	4140	11224	29900	EJEMPLO COMPARATIVO	
P88	220	0,23	1290	1	11,0	65,0	1290	14190	83850	EJEMPLO COMPARATIVO	
P89	220	0,24	1290	1	10,0	65,0	1290	12900	83850	EJEMPLO COMPARATIVO	
P90	220	0,24	425	15	29,0	66,0	6375	12325	28050	EJEMPLO COMPARATIVO	

ES 2 690 050 T3

TABLA 20-3

PRODUCCIÓN nº	OTROS			OBSERVACIONES
	d/RmC/-	Rm45/RmC/-	TS/fM × dis/dia/-	
P46	1,6	1,3	-	EJEMPLO COMPARATIVO
P47	1,6	1,3	-	EJEMPLO COMPARATIVO
P48	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P49	1,6	1,3	1358	EJEMPLO
P50	1,7	1,2	1305	EJEMPLO
P51	1,3	1,7	1947	EJEMPLO
P52	1,8	1,0	1344	EJEMPLO
P53	1,9	0,9	1718	EJEMPLO
P54	2,0	0,8	1677	EJEMPLO
P55	1,7	1,2	1078	EJEMPLO
P56	2,0	0,7	2067	EJEMPLO
P57	1,8	1,0	1481	EJEMPLO
P58	1,9	0,9	1499	EJEMPLO
P59	1,5	1,4	1181	EJEMPLO
P60	2,2	0,5	1421	EJEMPLO
P61	2,5	0,5	2163	EJEMPLO
P62	1,4	0,9	508	EJEMPLO
P63	2,0	0,8	1263	EJEMPLO
P64	1,9	0,9	882	EJEMPLO
P65	2,0	0,8	1085	EJEMPLO
P66	2,3	0,4	1618	EJEMPLO
P67	2,3	0,3	1652	EJEMPLO
P88	2,4	0,3	1817	EJEMPLO
P69	2,1	0,6	1136	EJEMPLO
P70	2,5	0,4	1472	EJEMPLO
P71	2,3	0,4	1103	EJEMPLO
P72	2,3	0,3	1427	EJEMPLO
P73	2,0	0,8	1514	EJEMPLO
P74	2,6	0,4	1273	EJEMPLO
P75	2,8	0,5	1968	EJEMPLO
P76	1,8	0,5	500	EJEMPLO
P77	2,6	0,2	895	EJEMPLO
P78	0,6	2,6	565	EJEMPLO COMPARATIVO
P79	0,6	2,6	<u>488</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P80	0,6	2,6	537	EJEMPLO COMPARATIVO
P81	0,6	2,6	645	EJEMPLO COMPARATIVO
P82	0,6	2,6	783	EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	OTROS			OBSERVACIONES
	d/RmC/-	Rm45/RmC/-	TS/fM × dis/dia/-	
P83	1,4	1,5	671	EJEMPLO COMPARATIVO
P84	1,4	1,5	671	EJEMPLO COMPARATIVO
P85	0,6	2,6	919	EJEMPLO COMPARATIVO
P86	1,9	0,9	716	EJEMPLO COMPARATIVO
P87	1,6	1,3	537	EJEMPLO COMPARATIVO
P88	1,3	1,7	<u>33</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P89	1,9	0,9	<u>33</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P90	1,1	1,9	1530	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 21]

TABLA 21-1

PRODUCCIÓN nº	VALOR DE LANKFORD				OBSERVACIONES
	rL/-	rC/-	r30/-	r60/-	
P91	0,52	0,56	1,66	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P92	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P93	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P94	0,68	0,66	1,52	1,54	EJEMPLO COMPARATIVO
P95	0,68	0,66	1,52	1,54	EJEMPLO COMPARATIVO
P96	0,68	0,66	1,52	1,54	EJEMPLO COMPARATIVO
P97	0,68	0,66	1,52	1,54	EJEMPLO COMPARATIVO
P98	0,68	0,06	1,52	1,54	EJEMPLO COMPARATIVO
P99	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO COMPARATIVO
P100	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO COMPARATIVO
P101	0,68	0,66	1,52	1,54	EJEMPLO COMPARATIVO
P102	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO COMPARATIVO
P103	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO COMPARATIVO
P104	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO COMPARATIVO
P105	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO COMPARATIVO
P106	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO COMPARATIVO
P107	0,68	0,66	1,52	1,54	EJEMPLO COMPARATIVO
P108	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO COMPARATIVO
P109	0,89	0,91	1,29	1,31	EJEMPLO COMPARATIVO
P110	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P111	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P112	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P113	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P114	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P115	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	VALOR DE LANKFORD				OBSERVACIONES
	rL/-	rC/-	r30/-	r60/-	
P116	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P117	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P118	Aparecen grietas durante el laminado en caliente				EJEMPLO COMPARATIVO
P119	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P120	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P121	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P122	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P123	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P124	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P125	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P126	0,52	0,56	1,66	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P127	0,52	0,56	1,66	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P128	0,52	0,56	1,66	1,69	EJEMPLO COMPARATIVO
P129	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P130	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P131	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P132	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P133	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P134	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P135	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO

TABLA 21-2

PRODUCCIÓN nº	PROPIEDADES MECÁNICAS										OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA /-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA /-	TS/MPa	u-EL/%	EL/%	A/%	TS x u-EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x A/MPa%		
P91	220	0,23	500	8	22,0	55,0	4000	11000	27500	EJEMPLO COMPARATIVO	
P92	220	0,22	430	7	21,0	66,0	3010	9030	28380	EJEMPLO COMPARATIVO	
P93	220	0,23	430	7	21,0	66,0	3010	9030	28380	EJEMPLO COMPARATIVO	
P94	220	0,23	440	5	19,0	62,0	2200	8360	27280	EJEMPLO COMPARATIVO	
P95	220	0,24	440	5	19,0	62,0	2200	8360	27280	EJEMPLO COMPARATIVO	
P96	220	0,23	450	7	21,0	58,0	3150	9450	26100	EJEMPLO COMPARATIVO	
P97	230	0,23	450	7	21,0	55,0	3150	9450	24750	EJEMPLO COMPARATIVO	
P98	220	0,23	430	8	22,0	63,0	3440	9460	27080	EJEMPLO COMPARATIVO	
P99	220	0,23	440	7	21,0	75,0	3080	9240	33000	EJEMPLO COMPARATIVO	
P100	220	0,23	440	7	21,0	75,0	3080	9240	33000	EJEMPLO COMPARATIVO	
P101	240	0,23	470	5	19,0	64,0	2350	8930	30080	EJEMPLO COMPARATIVO	
P102	220	0,22	440	7	21,0	75,0	3080	9240	33000	EJEMPLO COMPARATIVO	
P103	220	0,23	440	7	21,0	75,0	3080	9240	33000	EJEMPLO COMPARATIVO	
P104	220	0,23	1270	1	10,0	65,0	1270	12700	82550	EJEMPLO COMPARATIVO	
P105	220	0,22	1270	1	10,0	65,0	1270	12700	82550	EJEMPLO COMPARATIVO	
P106	220	0,23	405	11	23,0	75,0	4455	9315	30375	EJEMPLO COMPARATIVO	
P107	220	0,22	480	4	18,0	64,0	1920	8640	30720	EJEMPLO COMPARATIVO	

PRODUCCIÓN nº	PROPIEDADES MECÁNICAS (continuación)										OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA /-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA /-	TS/MPa	u-EL/%	EL/%	A/%	TS x u-EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x A/MPa%		
P108	220	0,23	410	3	17,0	75,0	1230	6970	30750	EJEMPLO COMPARATIVO	
P109	220	0,23	410	3	17,0	75,0	1230	6970	30750	EJEMPLO COMPARATIVO	
P110	220	0,23	410	7	21,0	66,0	2870	8610	27060	EJEMPLO COMPARATIVO	
P111	220	0,22	850	8	22,0	62,0	6800	18700	52700	EJEMPLO COMPARATIVO	
P112	220	0,23	430	15	290	71,0	6450	12470	30530	EJEMPLO COMPARATIVO	
P113	220	0,23	850	8	22,0	62,0	6800	18700	62700	EJEMPLO COMPARATIVO	
P114	204	0,24	430	15	29,0	71,0	6450	12470	30530	EJEMPLO COMPARATIVO	
P115	220	0,24	850	8	22,0	62,0	6800	18700	52700	EJEMPLO COMPARATIVO	
P116	220	0,12	590	8	22,0	62,0	4720	12980	38680	EJEMPLO COMPARATIVO	
P117	220	0,23	590	11	29,0	62,0	6490	17110	36580	EJEMPLO COMPARATIVO	
P118	Aparecen grietas durante el laminado en caliente										EJEMPLO COMPARATIVO
P119	220	0,23	765	8	22,3	56,0	6041	17054	42825	EJEMPLO COMPARATIVO	
P120	220	0,22	600	9	21,7	56,0	5460	13020	33600	EJEMPLO COMPARATIVO	
P121	220	0,22	771	7	21,5	64,0	5626	16570	49326	EJEMPLO COMPARATIVO	
P122	220	0,23	771	9	22,1	59,0	6782	17033	45472	EJEMPLO COMPARATIVO	
P123	220	0,24	767	8	22,3	57,0	6138	17110	43733	EJEMPLO COMPARATIVO	
P124	220	0,23	772	8	22,1	57,0	6172	17050	43976	EJEMPLO COMPARATIVO	
P125	220	0,24	766	8	21,6	55,0	6050	16541	42119	EJEMPLO COMPARATIVO	

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	PROPIEDADES MECANICAS										OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA /-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA /-	TS/MPa	u-EL/%	EL/%	A/%	TS x u-EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x A/MPa%		
P126	220	0,23	770	9	21,6	55,0	7007	16632	42350	EJEMPLO COMPARATIVO	
P127	220	0,23	888	8	22,2	55,0	7283	19717	48849	EJEMPLO COMPARATIVO	
P128	220	0,23	930	9	21,5	55,0	8459	19986	51127	EJEMPLO COMPARATIVO	
P129	220	0,22	776	8	22,3	64,0	6204	17294	49633	EJEMPLO COMPARATIVO	
P130	220	0,23	771	8	22,0	62,0	6169	16964	47809	EJEMPLO COMPARATIVO	
P131	220	0,23	773	9	21,5	64,0	6568	16613	49452	EJEMPLO COMPARATIVO	
P132	220	0,23	777	7	22,0	64,0	5669	11084	49700	EJEMPLO COMPARATIVO	
P133	220	0,22	774	8	22,2	63,0	6192	17184	48764	EJEMPLO COMPARATIVO	
P134	220	0,24	776	8	21,9	62,0	6204	16984	48083	EJEMPLO COMPARATIVO	
P135	220	0,24	770	8	22,4	62,0	5855	17256	47761	EJEMPLO COMPARATIVO	

ES 2 690 050 T3

TABLA 21-3

PRODUCCIÓN nº	OTROS			OBSERVACIONES
	d/RmC/-	Rm45/RmC/-	TS/fM × dis/dia/-	
P91	0,6	2,6	600	EJEMPLO COMPARATIVO
P92	1,9	0,9	-	EJEMPLO COMPARATIVO
P93	2,0	0,8	-	EJEMPLO COMPARATIVO
P94	0,9	2,2	<u>420</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P95	0,9	2,2	630	EJEMPLO COMPARATIVO
P96	0,9	2,2	542	EJEMPLO COMPARATIVO
P97	0,9	2,2	568	EJEMPLO COMPARATIVO
P98	0,9	2,2	595	EJEMPLO COMPARATIVO
P99	1,6	1,3	458	EJEMPLO COMPARATIVO
P100	1,6	1,3	504	EJEMPLO COMPARATIVO
P101	0,9	2,2	758	EJEMPLO COMPARATIVO
P102	1,6	1,3	<u>480</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P103	1,6	1,3	560	EJEMPLO COMPARATIVO
P104	1,1	2,0	<u>32</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P105	1,1	2,0	<u>32</u>	EJEMPLO COMPARATIVO
P106	1,6	1,3	1392	EJEMPLO COMPARATIVO
P107	0,9	2,2	550	EJEMPLO COMPARATIVO
P108	2,2	0,5	-	EJEMPLO COMPARATIVO
P109	2,3	0,4	-	EJEMPLO COMPARATIVO
P110	1,8	1,0	7863	EJEMPLO COMPARATIVO
P111	1,9	0,9	920	EJEMPLO COMPARATIVO
P112	1,6	1,3	597	EJEMPLO COMPARATIVO
P113	1,8	1,0	1681	EJEMPLO COMPARATIVO
P114	1,5	1,4	1065	EJEMPLO COMPARATIVO
P115	1,5	1,4	1131	EJEMPLO COMPARATIVO
P116	1,4	1,5	1075	EJEMPLO COMPARATIVO
P117	1,7	1,2	963	EJEMPLO COMPARATIVO
P118	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			EJEMPLO COMPARATIVO
P119	1,8	1,0	1335	EJEMPLO COMPARATIVO
P120	1,6	1,3	742	EJEMPLO COMPARATIVO
P121	1,9	0,9	1285	EJEMPLO COMPARATIVO
P122	1,7	1,2	1028	EJEMPLO COMPARATIVO
P123	1,9	0,9	1051	EJEMPLO COMPARATIVO
P124	1,1	1,9	1275	EJEMPLO COMPARATIVO
P125	1,9	0,9	1269	EJEMPLO COMPARATIVO
P126	0,6	2,6	1099	EJEMPLO COMPARATIVO
P127	0,6	2,6	1974	EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	OTROS			OBSERVACIONES
	d/RmC/-	Rm45/RmC/-	TS/fM × dis/dia/-	
P128	0,6	2,6	1630	EJEMPLO COMPARATIVO
P129	1,9	0,9	1108	EJEMPLO COMPARATIVO
P130	1,8	1,0	926	EJEMPLO COMPARATIVO
P131	1,9	0,9	1323	EJEMPLO COMPARATIVO
P132	1,4	1,5	1215	EJEMPLO COMPARATIVO
P133	1,5	1,4	1661	EJEMPLO COMPARATIVO
P134	1,6	1,3	870	EJEMPLO COMPARATIVO
P135	1,8	1,0	1251	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 22]

TABLA 22-1

PRODUCCIÓN nº	VALOR DE LANKFORD				OBSERVACIONES
	rL/-	rC/-	r30/-	r60/-	
P136	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P137	Aparecen grietas durante el laminado en caliente				EJEMPLO COMPARATIVO
P138	Aparecen grietas durante el laminado en caliente				EJEMPLO COMPARATIVO
P139	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P140	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO COMPARATIVO
P141	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P142	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P143	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P144	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P145	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P146	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P147	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P148	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P149	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P150	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P151	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P152	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P153	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P154	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO

ES 2 690 050 T3

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	VALOR DE LANKFORD				OBSERVACIONES
	rL/-	rC/-	r30/-	r60/-	
P155	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P156	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P157	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P158	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P159	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P160	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P161	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P162	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P163	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P164	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P165	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P166	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P167	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P168	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P169	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P170	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P171	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P172	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P173	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P174	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P175	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P176	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P177	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P176	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P179	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO
P180	0,74	0,76	1,44	1,45	EJEMPLO

TABLA 22-2

PRODUCCIÓN nº	PROPIEDADES MECÁNICAS										OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA/-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA/-	TS/MPa	u- EL/%	EL/%	λ/%	TS x u- EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x λ/MPa%		
P136	220	0,22	772	8	22,3	64,0	6097	17210	49391		EJEMPLO COMPARATIVO
P137	Aparecen grietas durante el laminado en caliente										EJEMPLO COMPARATIVO
P138	Aparecen grietas durante el laminado en caliente										EJEMPLO COMPARATIVO
P139	220	0,23	600	11	23,0	62,0	6600	13800	37200		EJEMPLO COMPARATIVO
P140	220	0,23	600	11	23,0	62,0	6600	13800	37200		EJEMPLO COMPARATIVO
P141	220	0,24	750	14	28,0	68,0	10500	21000	51000		EJEMPLO
P142	220	0,23	750	15	29,0	69,0	11250	21750	51750		EJEMPLO
P143	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P144	220	0,23	650	15	29,0	71,0	9750	18850	46150		EJEMPLO
P145	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P146	220	0,23	655	15	29,0	71,0	9825	18995	46505		EJEMPLO
P147	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P148	220	0,23	660	15	29,0	71,0	9900	19140	46860		EJEMPLO
P149	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P150	220	0,23	690	15	29,0	71,0	10350	20010	48990		EJEMPLO
P151	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P152	220	0,23	650	15	29,0	71,0	9750	18850	46150		EJEMPLO
P153	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P154	220	0,23	690	15	29,0	66,0	10350	20010	45540		EJEMPLO
P155	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P156	220	0,23	660	15	29,0	66,0	9900	19140	43560		EJEMPLO
P157	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P158	220	0,23	680	15	29,0	71,0	10200	19720	48280		EJEMPLO
P159	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P160	220	0,23	650	15	29,0	71,0	9750	18850	46150		EJEMPLO
P161	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P162	220	0,23	580	16	30,0	76,0	9280	17400	44080		EJEMPLO
P163	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P164	220	0,23	580	16	31,0	76,0	9280	17980	44080		EJEMPLO
P165	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600		EJEMPLO
P166	220	0,23	650	15	29,0	71,0	9750	18850	46150		EJEMPLO

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	PROPIEDADES MECÁNICAS										OBSERVACIONES
	DUREZA H DE FERRITA/-	RAZÓN DE DESVIACIÓN TÍPICA DE DUREZA/-	TS/MPa	u- EL/%	EL/%	Λ/%	TS x u- EL/MPa%	TS x EL/MPa%	TS x Λ/MPa%		
P167	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	
P168	220	0,23	580	16	30,0	76,0	9280	17400	44080	EJEMPLO	
P169	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	
P170	220	0,23	650	15	29,0	71,0	9750	18850	46150	EJEMPLO	
P171	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	
P172	220	0,23	650	15	29,0	71,0	9750	18850	46150	EJEMPLO	
P173	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	
P174	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	
P175	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	
P176	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	
P177	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	
P178	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	
P179	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	
P180	220	0,23	600	15	29,0	71,0	9000	17400	42600	EJEMPLO	

ES 2 690 050 T3

TABLA 22-3

PRODUCCIÓN nº	OTROS			OBSERVACIONES
	d/RmC/-	Rm45/RmC/-	TS/fM × dis/dia/-	
P136	1,6	1,3	1285	EJEMPLO COMPARATIVO
P137	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			EJEMPLO COMPARATIVO
P138	Aparecen grietas durante el laminado en caliente			EJEMPLO COMPARATIVO
P139	1,9	0,9	1096	EJEMPLO COMPARATIVO
P140	1,9	0,9	863	EJEMPLO COMPARATIVO
P141	1,6	1,3	1590	EJEMPLO
P142	1,6	1,3	1690	EJEMPLO
P143	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P144	1,3	1,5	1064	EJEMPLO
P145	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P146	1,3	1,5	1072	EJEMPLO
P147	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P148	1,3	1,5	1080	EJEMPLO
P149	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P150	1,4	1,5	1129	EJEMPLO
P151	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P152	1,3	1,5	1064	EJEMPLO
P153	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P154	1,3	1,5	1129	EJEMPLO
P155	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P156	1,3	1,5	1080	EJEMPLO
P157	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P158	1,4	1,5	1113	EJEMPLO
P159	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P160	1,3	1,5	1064	EJEMPLO
P161	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P162	1,5	1,5	949	EJEMPLO
P163	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P164	1,5	1,5	949	EJEMPLO

(continuación)

PRODUCCIÓN nº	OTROS			OBSERVACIONES
	d/RmC/-	Rm45/RmC/-	TS/fM × dis/dia/-	
P165	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P166	1,3	1,5	1064	EJEMPLO
P167	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P168	1,5	1,5	949	EJEMPLO
P169	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P170	1,3	1,5	1064	EJEMPLO
P171	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P172	1,4	1,5	1064	EJEMPLO
P173	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P174	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P175	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P176	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P177	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P178	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P179	1,4	1,5	982	EJEMPLO
P180	1,4	1,5	982	EJEMPLO

Aplicabilidad industrial

Según los aspectos anteriores de la presente invención, es posible obtener la chapa de acero laminada en caliente que tiene simultáneamente alta resistencia, excelente deformabilidad uniforme y excelente deformabilidad local. Por consiguiente, la presente invención tiene una aplicabilidad industrial significativa.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero que es una chapa de acero laminada en caliente, comprendiendo la chapa de acero, como una composición química, en % en masa,

- C: de 0,01% a 0,4%,
- 5 Si: de 0,001% a 2,5%,
- Mn: de 0,001% a 4,0%,
- Al: de 0,001% a 2,0%,
- P: limitado a 0,15% o menor,
- S: limitado a 0,03% o menor,
- 10 N: limitado a 0,01% o menor,
- O: limitado a 0,01% o menor,
- opcionalmente al menos uno seleccionado del grupo que consiste en
- Mo: de 0,001% a 1,0%,
- Cr: de 0,001% a 2,0%,
- 15 Ni: de 0,001% a 2,0%,
- Cu: de 0,001% a 2,0%,
- B: de 0,0001% a 0,005%,
- Nb: de 0,001% a 0,2%,
- Ti: de 0,001% a 0,2%,
- 20 V: de 0,001% a 1,0%,
- W: de 0,001% a 1,0%,
- Ca: de 0,0001% a 0,01%,
- Mg: de 0,0001% a 0,01%,
- Zr: de 0,0001% a 0,2%,
- 25 Metal de Tierras Raras: de 0,0001% a 0,1%,
- As: de 0,0001% a 0,5%,
- Co: de 0,0001% a 1,0%,
- Sn: de 0,0001% a 0,2%,
- Pb: de 0,0001% a 0,2%,
- 30 Y: de 0,0001% a 0,2%, y
- Hf: de 0,0001% a 0,2%, y
- consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables,

35 en donde: una densidad de polo promedio de un grupo de orientación de {100}<011> a {223}<110>, que es una densidad de polo representada por una media aritmética de las densidades de polo de cada orientación cristalina {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {112}<110> y {223}<110>, es de 1,0 a 5,0, y una densidad de polo de una orientación cristalina {332}<113> es de 1,0 a 4,0 en una porción central del espesor, que es un intervalo de espesor de 5/8 a 3/8 basado en una superficie de la chapa de acero;

40 la chapa de acero incluye, como una estructura metalográfica, múltiples granos e incluye, en % de área, de 30% a 99% en total de ferrita y bainita y de 1% a 70% de martensita, y las microestructuras distintas de ferrita, bainita y martensita están limitadas a, en % de área, de 0% a 10%;

ES 2 690 050 T3

cuando una fracción de área de la martensita se define como fM en unidades de % de área, un tamaño promedio de la martensita se define como dia en unidades de μm , una distancia promedio entre la martensita se define como dis en unidades de μm y una resistencia a la tracción de la chapa de acero se define como TS en unidades de MPa, se satisface la siguiente Expresión 1 y la siguiente Expresión 2,

5
$$\text{dia} \leq 13 \mu\text{m} \dots (\text{Expresión 1})$$

$$\text{TS} / \text{fM} \times \text{dis} / \text{dia} \geq 500 \dots (\text{Expresión 2})$$

un diámetro promedio en volumen de los granos es de 5 μm a 30 μm ;

10 cuando un eje principal de la martensita se define como La y un eje menor que la martensita se define como Lb, una fracción de área de la martensita que satisface la siguiente Expresión 3 es de 50% a 100%, en comparación con la fracción de área fM de la martensita,

$$\text{La} / \text{Lb} \leq 5,0 \dots (\text{Expresión 3})$$

la chapa de acero incluye una martensita templada en la martensita;

una fracción de área de grano grueso que tiene un tamaño de grano de más de 35 μm es de 0% a 10% entre los granos en la estructura metalográfica de la chapa de acero; y

15 una resistencia a la tracción es de 440 MPa o mayor.

2. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, en donde la densidad de polo promedio del grupo de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ es de 1,0 a 4,0, y la densidad de polo de la orientación cristalina $\{332\}\langle 113 \rangle$ es de 1,0 a 3,0.

20 3. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, en donde la chapa de acero incluye, como la estructura metalográfica, en % de área, de 30% a 99% de ferrita.

4. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, en donde la chapa de acero incluye, como la estructura metalográfica, en % de área, de 5% a 80% de bainita.

5. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, en donde una dureza H de la ferrita satisface la siguiente Expresión 4,

25
$$H < 200 + 30 \times [\text{Si}] + 21 \times [\text{Mn}] + 270 \times [\text{P}] + 78 \times [\text{Nb}]^{1/2} + 108 \times [\text{Ti}]^{1/2} \dots (\text{Expresión 4}).$$

6. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, en donde, cuando una dureza de la ferrita o la vainita, que es una fase principal, se mide en 100 puntos o más, un valor que divide una desviación típica de la dureza por un promedio de la dureza es de 0,2 o menor.

7. Un método para producir una chapa de acero laminada en caliente, que comprende:

30 un primer laminado en caliente del acero en un intervalo de temperatura de 1000°C a 1200°C en condiciones tales que se incluye al menos una pasada, cuya reducción es de 40% o mayor, para controlar un tamaño de grano promedio de la austenita en el acero a 200 μm o menor, en donde el acero incluye, como una composición química, en % en masa,

C: de 0,01% a 0,4%,

35 Si: de 0,001% a 2,5%,

Mn: de 0,001% a 4,0%,

Al: de 0,001% a 2,0%,

P: limitado a 0,15% o menor,

S: limitado a 0,03% o menor,

40 N: limitado a 0,01% o menor,

O: limitado a 0,01% o menor,

opcionalmente al menos uno seleccionado del grupo que consiste en

Mo: de 0,001% a 1,0%,

Cr: de 0,001% a 2,0%,

ES 2 690 050 T3

- Ni: de 0,001% a 2,0%,
 Cu: de 0,001% a 2,0%,
 B: de 0,0001% a 0,005%,
 Nb: de 0,001% a 0,2%,
 5 Ti: de 0,001% a 0,2%,
 V: de 0,001% a 1,0%,
 W: de 0,001% a 1,0%,
 Ca: de 0,0001% a 0,01%,
 Mg: de 0,0001% a 0,01%,
 10 Zr: de 0,0001% a 0,2%,
 Metal de Tierras Raras: de 0,0001% a 0,1%,
 As: de 0,0001% a 0,5%,
 Co: de 0,0001% a 1,0%,
 Sn: de 0,0001% a 0,2%,
 15 Pb: de 0,0001% a 0,2%,
 Y: de 0,0001% a 0,2%, y
 Hf: de 0,0001% a 0,2%, y
 consistiendo el resto en Fe e impurezas inevitables,
- 20 un segundo laminado en caliente del acero en condiciones tales que, cuando una temperatura calculada mediante la siguiente Expresión 9 se define como T1 en unidades de °C y una temperatura de transformación ferrítica calculada mediante la siguiente Expresión 6 se define como Ar₃ en unidades de °C, se incluye una pasada de gran reducción, cuya reducción es de 30% o mayor en un intervalo de temperaturas de T1 + 30°C a T1 + 200°C, una reducción acumulada en un intervalo de temperatura de Ar₃ a menor que T1 + 30°C está limitada a 30% o menor, y una temperatura de acabado del laminado es Ar₃ o mayor;
- 25 un primer enfriamiento del acero en condiciones tales que, cuando un tiempo de espera desde el acabado de una pasada final en la pasada de gran reducción hasta un inicio de enfriamiento se define como t en unidades de segundos, el tiempo de espera t satisface la siguiente Expresión 7, una velocidad de enfriamiento promedio es de 50°C/segundo o más rápida, un cambio en la temperatura de enfriamiento, que es una diferencia entre una temperatura del acero al inicio del enfriamiento y una temperatura del acero al acabar el enfriamiento, es de 40°C a 140°C, y la temperatura del acero al acabar el enfriamiento es T1 + 100°C o menor;
- 30 un segundo enfriamiento del acero en un intervalo de temperatura de 600°C a 800°C a una velocidad de enfriamiento promedio de 15°C/segundo a 300°C/segundo después de acabar el segundo laminado en caliente;
 mantener el acero en el intervalo de temperatura de 600°C a 800°C durante 1 segundo a 15 segundos;
- 35 un tercer enfriamiento del acero en un intervalo de temperatura de temperatura ambiente de 350°C a una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/segundo a 300°C/segundo después acabar el mantenimiento;
 bobinar el acero en el intervalo de temperatura de temperatura ambiente a 350°C,
- $$T1 = 850 + 10 \times ([C] + [N]) \times [Mn] + 350 \times [Nb] + 250 \times [Ti] + 40 \times [B] + 10 \times [Cr] + 100 \times [Mo] + 100 \times [V]...$$
- (Expresión 9),
- 40 en este caso, [C], [N], [Mn], [Nb], [Ti], [B], [Cr], [Mo] y [V] representan los porcentajes en masa de C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V, respectivamente,
- $$Ar_3 = 879,4 - 516,1 \times [C] - 65,7 \times [Mn] + 38,0 \times [Si] + 274,7 \times [P]...$$
- (Expresión 6),
 en este caso, en la Expresión 6, [C], [Mn], [Si] y [P] representan los porcentajes en masa de C, Mn, Si y P, respectivamente,

$$t \leq 2,5 \times t1 \dots (\text{Expresión 7}),$$

en este caso, t1 está representado por la siguiente Expresión 8,

$$t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times P1 / 100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1 / 100) + 3,1 \dots (\text{Expresión 8})$$

5 en este caso, Tf representa una temperatura en grados centígrados del acero al acabar la pasada final y P1 representa un porcentaje de una reducción en la pasada final.

8. El método para producir la chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 7, en donde el tiempo de espera t satisface además la siguiente Expresión 10,

$$0 \leq t < t1 \dots (\text{Expresión 10}).$$

10 9. El método para producir la chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 7, en donde el tiempo de espera t satisface además la siguiente Expresión 11,

$$t1 \leq t \leq t1 \times 2,5 \dots (\text{Expresión 11}).$$

10. El método para producir la chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 7, en donde, en el primer laminado en caliente, se realizan al menos dos veces laminados cuya reducción es de 40% o mayor, y el tamaño de grano promedio de la austenita se controla a 100 μm o menor.

15 11. El método para producir la chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 7, en donde el segundo enfriamiento en frío empieza a los 3 segundos después de acabar el segundo laminado en caliente.

12. El método para producir la chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 7, en donde, en el segundo laminado en caliente, un aumento de temperatura del acero entre pasadas es de 18°C o menor.

20 13. El método para producir la chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 7, en donde una pasada final de los laminados en el intervalo de temperatura de T1 + 30°C a T1 + 200°C es la pasada de gran reducción, con una reducción de 30% mayor.

14. El método para producir la chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 7, en donde, en el mantenimiento, el acero se mantiene en un intervalo de temperatura de 600°C a 680°C durante 3 segundos a 15 segundos.

25 15. El método para producir la chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 7, en donde el primer enfriamiento se realiza en un intervalo entre soportes de laminado.

FIG. 1

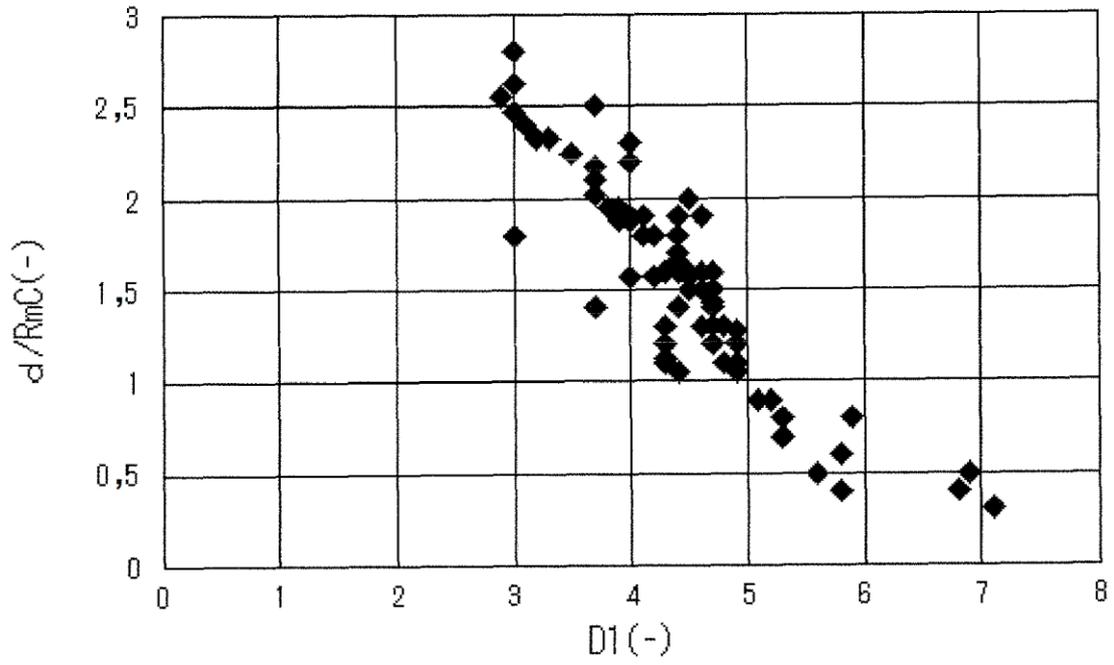


FIG. 2

