

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 678 443**

51 Int. Cl.:

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

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **27.03.2008 PCT/JP2008/055913**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **16.10.2008 WO08123366**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.03.2008 E 08739042 (3)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **06.06.2018 EP 2130938**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que está libre de desconchado y es excelente en propiedades de superficie y desbarbado y procedimiento para fabricar la misma**

30 Prioridad:

**27.03.2007 JP 2007082567**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**10.08.2018**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**YOKOI, TATSUO;  
OTSUKA, KAZUYA;  
YAMAGUCHI, YUKIKO y  
YAMADA, TETSUYA**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 678 443 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 de alta resistencia que está libre de desconchado y es excelente en propiedades de superficie y desbarbado y procedimiento para fabricar la misma

**Campo técnico**

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de superficie y propiedades de desbarbado, y a un procedimiento para fabricar la misma.

Esta solicitud reivindica prioridad con respecto a la solicitud de patente japonesa n.º 2007-82567 presentada el 27 de marzo de 2007, cuyo contenido se incorpora en el presente documento como referencia.

**Antecedentes de la técnica**

10 En los últimos años, el aumento de la resistencia de chapas de acero de aleación de hierro y el aumento del uso de metales ligeros tales como aleaciones de Al están promoviéndose activamente con el propósito de reducir el peso de todas las formas de chapas de acero por motivos tales como la mejora del consumo de combustible de vehículos a motor, y similares. En comparación con metales pesados tales como aceros, los metales ligeros tales como aleaciones de Al ofrecen la ventaja de una alta resistencia específica; sin embargo, tienden a ser extremadamente caros, y por tanto el uso de tales metales ligeros tiende a limitarse a aplicaciones especiales. Por consiguiente, con 15 el fin de permitir que se implemente una reducción del peso de todas las formas de chapas de acero de manera barata y a través de una amplia gama de aceros, la resistencia de las chapas de acero debe aumentarse.

Debido a que el fortalecimiento de una chapa de acero va acompañado generalmente por un deterioro de las propiedades del material tales como la conformabilidad (trabajabilidad) y similares, un desafío importante en el 20 desarrollo de chapas de acero de alta resistencia es cómo lograr de la mejor manera un aumento en la resistencia sin alterar las propiedades del material. Particularmente en el caso de chapas de acero usadas para componentes de vehículos a motor tales como elementos de chapa internos, elementos estructurales, elementos de chasis inferior, y similares, se requieren propiedades tales como conformabilidad de bridas por estirado, conformabilidad de desbarbado, ductilidad, durabilidad a la fatiga, resistencia a la corrosión, y similares, y cómo lograr de la mejor 25 manera un alto grado de equilibrio entre estas propiedades del material y propiedades de resistencia superiores es muy importante.

Por ejemplo, las chapas de acero usadas en elementos de vehículos a motor tales como elementos estructurales y elementos de chasis inferior que representan aproximadamente el 20% del peso del vehículo, se someten normalmente a estampado y formación de orificios mediante procedimientos de cizallamiento y punzonado, y 30 posteriormente se someten a conformación en prensa que incluye principalmente formación de bridas por estirado y procesos de desbarbado. Por tanto, las chapas de acero deben cumplir un requisito de expansibilidad de orificios (valor  $\lambda$ ) extremadamente riguroso.

Además, en las chapas de acero usadas para estos tipos de elementos, existe el problema común de que pueden producirse defectos o microgrietas en las caras finales formadas mediante el procesamiento por cizallamiento o 35 punzonado, y que estos defectos o microgrietas pueden desarrollarse hasta dar grietas que conducen a rotura por fatiga. Como resultado, con el fin de mejorar la durabilidad a la fatiga en las caras finales de los tipos anteriores de materiales de acero, es necesario garantizar que no se produzcan defectos o microgrietas.

Tal como se ilustra en la figura 1, estos defectos y microgrietas que se producen en las caras finales tienden a dar como resultado agrietamiento en una dirección paralela a la dirección del grosor de la chapa de la cara final. Este tipo de agrietamiento se denomina “desconchado”. En la figura 1, la superficie del cilindro circular representa una 40 superficie en la dirección del grosor de la chapa, y el agrietamiento que se produce paralelo a esta superficie cilíndrica circular se denomina “desconchado”.

Este “desconchado” se produce en aproximadamente el 80% de los casos de chapas de acero que tienen una resistencia del orden de 540 MPa, y se produce en sustancialmente el 100% de los casos de chapas de acero que 45 tienen una resistencia del orden de 780 MPa. Además, este “desconchado” se produce independientemente de la razón de expansión de orificios ( $\lambda$ ). Por ejemplo, el “desconchado” se produce independientemente de si la razón de expansión de orificios es del 50% o del 100%.

Además, la chapa de acero usada para elementos de vehículos a motor tales como carriles para asientos, hebillas de cinturones de seguridad, discos de rueda y similares debe ser una chapa de acero de alta resistencia que 50 presenta un aspecto estético superior y propiedades de diseño superiores así como excelente conformabilidad. Como resultado, las diversas chapas de acero usadas en componentes de vehículos a motor y similares no sólo requieren las propiedades del material descritas anteriormente, sino que también pueden requerir un nivel riguroso de calidad de superficie dependiendo de la aplicación de la chapa de acero.

Con el fin de lograr una combinación de alta resistencia y diversas propiedades del material, y particularmente 55 conformabilidad, se han dado a conocer procedimientos de fabricación en los que, garantizando que el 90% o más

de las microestructuras de acero son ferrita y el resto son bainita, puede producirse una chapa de acero que presenta una combinación de alta resistencia y superior ductilidad y expansibilidad de orificios (por ejemplo, véase el documento de patente 1).

5 Sin embargo, puesto que una chapa de acero fabricada usando las técnicas dadas a conocer en el documento de patente 1 contiene el 0,3% o más de Si, tiende a generarse un patrón de cascarilla atigrado conocido como "cascarilla roja" (cascarilla de Si) sobre la superficie de la chapa de acero. Por tanto, es difícil aplicar la chapa de acero a componentes de vehículos a motor que requieren una calidad de superficie estricta.

Además, investigaciones de los inventores de la presente invención revelaron que aceros que tienen la composición dada a conocer en el documento de patente 1 padecen "desconchado" tras un proceso de punzonado.

10 Con el fin de abordar este problema, se han dado a conocer técnicas en las que, suprimiendo la cantidad añadida de Si hasta no más del más del 0,3% para inhibir la aparición de cascarilla roja, y añadiendo Mo para reducir el tamaño de los precipitados, se obtiene una chapa de acero laminada en caliente de alta tracción que tiene una resistencia superior al tiempo que también se logra una excelente conformabilidad de bridas por estirado (por ejemplo, véanse los documentos de patente 2 y 3).

15 En las chapas de acero preparadas usando las técnicas dadas a conocer en los documentos de patente 2 y 3, aunque la cantidad de Si añadida no es de más de aproximadamente el 0,3%, es difícil suprimir satisfactoriamente la generación de cascarilla roja. Y debido a que las técnicas también requieren la adición del 0,07% o más de Mo, que es un elemento de aleación caro, el coste de fabricación tiende a ser alto.

20 Además, investigaciones de los inventores de la presente invención revelaron que aceros que tienen una composición dada a conocer en el documento de patente 2 ó 3 padecen "desconchado" tras un proceso de punzonado.

Las técnicas dadas a conocer en los documentos de patente 2 y 3 no hacen absolutamente ningún comentario referente a técnicas para suprimir la aparición de defectos o microgrietas en las caras finales formadas mediante un proceso de cizallamiento o punzonado.

25 Documento de patente 1: Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º H06-293910

Documento de patente 2: Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2002-322540

Documento de patente 3: Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación n.º 2002-322541

El documento JP H10-306316 trata de la producción de acero de alta resistencia a la tracción de bajo límite de alargamiento.

30 El documento JP H07-286214 se refiere a la producción de una bobina caliente gruesa de alta resistencia excelente en agrietamiento inducido por hidrógeno.

### **Divulgación de la invención**

#### **Problemas que van a resolverse mediante la invención**

35 La presente invención se ha propuesto en vista de los problemas descritos anteriormente, y un objeto de la presente invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de superficie y propiedades de desbarbado, que tiene un alto grado de resistencia pero que puede aplicarse todavía a elementos que deben cumplir requisitos rigurosos de conformabilidad y expansibilidad de orificios, presenta excelentes propiedades de superficie sin degradación del aspecto externo tal como cascarilla de Si sobre la superficie del elemento, y es una chapa de acero que tiene una resistencia de 540 MPa o superior, o una chapa de acero que tiene una resistencia de 780 MPa o superior, que presenta una excelente durabilidad al agrietamiento ("desconchado") en una cara final formada por un proceso de cizallamiento o punzonado. Otro objeto de la presente invención es proporcionar un procedimiento de fabricación que puede fabricar esta chapa de acero de una manera barata y estable.

45 En la presente invención, la expresión de "excelentes propiedades de desbarbado" se refiere a un acero para el que no se produce "desconchado" en la cara final, y para el que las pruebas usando el método de prueba de expansión de orificios recomendado por la norma de la Japan Iron and Steel Federation JFS T 1001-1996 produce una razón de expansión de orificios del 135% o mayor para una chapa de acero que tiene una resistencia de 540 MPa y una razón de expansión de orificios del 90% o mayor para una chapa de acero que tiene una resistencia de 780 MPa o superior.

#### **Medios para solucionar los problemas**

50 Con el fin de lograr los objetos anteriores, los inventores de la presente invención realizaron la siguiente chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de superficie y excelentes

propiedades de desbarbado.

Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado según la presente invención contiene, en valores de % en masa, C: del 0,01 al 0,1%, Si: del 0,01 al 0,1%, Mn: del 0,1 al 3%, P: no más del 0,1%, S: no más del 0,03%, Al: del 0,001 al 1%, N: no más del 0,01%, Nb: del 0,005 al 0,08% y Ti: del 0,001 al 0,2%, siendo el resto hierro e impurezas inevitables, en la que si el contenido en Nb se representa mediante [Nb] y el contenido en C se representa mediante [C], entonces la chapa de acero cumple la fórmula a continuación:

$$[\text{Nb}] \times [\text{C}] \leq 4,34 \times 10^{-3},$$

la densidad de límites de grano de C en disolución sólida (densidad de átomos de C en disolución sólida en los límites de grano) no es menor de 1 átomo/nm<sup>2</sup> y no es mayor de 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>, y el tamaño de grano de cementita (granos de cementita) precipitada en los límites de grano dentro de la chapa de acero no es mayor de 1 μm.

En la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención, el contenido elemental puede cumplir C: del 0,01 al 0,07%, Mn: del 0,1 al 2%, Nb: del 0,005 al 0,05% y Ti: del 0,001 al 0,06%, en la que si el contenido en Si se representa mediante [Si] y el contenido en Ti se representa mediante [Ti], entonces la chapa de acero puede cumplir la fórmula a continuación:

$$3 \times [\text{Si}] \geq [\text{C}] - (12/48[\text{Ti}] + 12/93[\text{Nb}]), \text{ y}$$

la resistencia a la tracción puede estar en un intervalo de desde 540 MPa hasta menos de 780 MPa.

Los niveles de contenido elemental pueden cumplir C: del 0,03 al 0,1%, Si:  $0,01 \leq \text{Si} \leq 0,1$ , Mn: del 0,8 al 2,6%, Nb: del 0,01 al 0,08% y Ti: del 0,04 al 0,2%, en el que si el contenido en Ti se representa mediante [Ti], entonces la chapa de acero puede cumplir la fórmula a continuación:

$$0,0005 \leq [\text{C}] - (12/48[\text{Ti}] + 12/93[\text{Nb}]) \leq 0,005, \text{ y}$$

la resistencia a la tracción puede ser de al menos 780 MPa.

La chapa de acero puede incluir además, en valores de % en masa, uno o más elementos seleccionados de Cu: del 0,2 al 1,2%, Ni: del 0,1 al 0,6%, Mo: del 0,05 al 1%, V: del 0,02 al 0,2% y Cr: del 0,01 al 1%.

La chapa de acero puede incluir además, en valores de % en masa, cualquiera o ambos de Ca: del 0,0005 al 0,005% y REM: del 0,0005 al 0,02%.

La chapa de acero puede incluir además, en un valor de % en masa, B: del 0,0002 al 0,002%, y la densidad de límites de grano del C en disolución sólida y/o B en disolución sólida (densidad de átomos del C en disolución sólida y/o B en disolución sólida en los límites de grano) no es menor de 1 átomo/nm<sup>2</sup> y no es mayor de 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>.

El acero puede incluir además, en valores de % en masa, opcionalmente uno o más de Zr, Sn, Co, Zn, W y Mg en una cantidad total de no más del 1%, el contenido en Sn preferiblemente dentro de un intervalo de no más del 0,05%. La chapa de acero puede estar galvanizada.

Un método para fabricar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado según la presente invención incluye:

calentar un desbaste plano de acero que tiene los mismos componentes que la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención a una temperatura que no es menor que la temperatura SRTmin (°C) que cumple la fórmula mostrada a continuación y no es mayor de 1.170°C,

$$\text{SRTmin} = 6670 / \{2,26 - \log([\text{Nb}] \times [\text{C}])\} - 273;$$

realizar desbastado a una temperatura de acabado de no menos de 1.080°C y no más de 1.150°C; posteriormente comenzar la laminación de acabado en el plazo de no menos de 30 segundos y no más de 150 segundos a una temperatura de no menos de 1.000°C pero menor de 1.080°C; completar la laminación de acabado dentro de un intervalo de temperatura de desde no menos de una temperatura de punto de transformación Ar3 hasta no más de 950°C para lograr una razón de reducción de canal final de no menos del 3% y no más del 15%; y realizar enfriamiento a una velocidad de enfriamiento que excede 15°C/s desde una temperatura de inicio de enfriamiento hasta una temperatura dentro de un intervalo de desde no menos de 450°C hasta no más de 550°C, luego bobinar la chapa de acero.

En el método para fabricar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y desbarbado según la presente invención, la chapa de acero obtenida tras bobinar puede someterse a decapado, y luego puede sumergirse en un baño de galvanización con el fin de galvanizar la superficie de la chapa de acero.

La chapa de acero obtenida tras galvanizar puede someterse a un tratamiento de aleación.

### Efecto de la invención

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de superficie y excelentes propiedades de desbarbado y a un método para fabricar una chapa de acero de este tipo. Este tipo de chapa de acero puede aplicarse fácilmente a elementos que deben cumplir requisitos rigurosos de conformabilidad y expansibilidad de orificios. La chapa de acero presenta excelentes propiedades de superficie sin degradación del aspecto externo tal como cascarilla de Si sobre la superficie del elemento, y la chapa de acero también presenta una excelente durabilidad al agrietamiento (“desconchado”) en las caras finales formadas mediante un proceso de cizallamiento o punzonado. Según el procedimiento de fabricación, puede fabricarse una chapa de acero que tiene una resistencia de 540 MPa o superior, o una resistencia de 780 MPa o superior, y tiene excelentes propiedades de superficie y excelentes propiedades de desbarbado de una manera barata y estable. Por consiguiente, puede evaluarse que la presente invención tiene un alto valor industrial.

### Breve descripción de los dibujos

15 La figura 1 es una fotografía que muestra una porción extraída por punzonado observada diagonalmente desde arriba de la porción.

La figura 2 es un gráfico que ilustra la existencia o ausencia de agrietamiento superficial por fractura en la relación entre la densidad de segregación de límites de grano (densidad de límites de grano) de C en disolución sólida y B en disolución sólida y la temperatura de bobinado.

20 La figura 3 es un gráfico que ilustra la relación entre el valor de expansión de orificios y el tamaño de grano de cementita en los límites de grano.

La figura 4 es un gráfico que ilustra la relación entre el tamaño de grano de cementita en los límites de grano y la temperatura de bobinado.

La figura 5 es un diagrama que ilustra la existencia o ausencia de cascarilla de Si en la relación entre el contenido en Si y la temperatura de calentamiento.

25 La figura 6 es un gráfico que ilustra la relación entre la resistencia a la tracción de la chapa de acero y la temperatura de calentamiento.

### Mejor modo para llevar a cabo la invención

30 A continuación se presenta una descripción detallada de una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelentes propiedades de superficie y de desbarbado (a continuación en el presente documento denominada simplemente “la chapa de acero laminada en caliente”) como una descripción del mejor modo para llevar a cabo la presente invención. En la siguiente descripción, los valores de % en masa que detallan composiciones se registran simplemente usando “%”.

Lo primero es una descripción de los resultados de la investigación fundamental emprendida para completar el desarrollo de la presente invención.

35 Los inventores de la presente invención realizaron diversas pruebas para determinar los efectos que factores metalúrgicos tales como los materiales, la composición y las microestructuras de una chapa de acero laminada en caliente ejercen sobre tanto las microgrietas que se producen en caras finales de elementos formadas mediante un proceso de cizallamiento o punzonado (a continuación en el presente documento estos defectos o microgrietas se describen usando los términos genéricos “desconchado” (o “agrietamiento superficial por fractura”), y la aparición de cascarilla de Si. Los resultados obtenidos se describen a continuación.

40 En chapas de acero de alta resistencia en las que se había producido “desconchado”, cuando se observó la microestructura tras tratar la chapa de acero con una disolución de ataque químico de nital, no se detectaron límites de grano.

45 En chapas de acero de alta resistencia que no tenían “desconchado”, cuando se observó la microestructura tras tratar la chapa de acero con una disolución de ataque químico de nital, se detectaron algunas veces límites de grano y algunas veces no.

En aceros libres de intersticiales ultrabajos en carbono (aceros IF), no se producía “desconchado”. Sin embargo, cuando se observó la microestructura tras tratar esta chapa de acero con una disolución de ataque químico de nital, no se detectaron límites de grano, y la razón de expansión de orificios era alta.

50 A partir de los resultados anteriores, se determinó que el “desconchado” no presenta una correlación primaria con la detección de límites de grano usando una disolución de ataque químico de nital.

Por consiguiente, se realizaron pruebas adicionales para determinar relaciones más detalladas para el “desconchado”.

5 A continuación se presentan una descripción detallada de las pruebas para una investigación detallada de los límites de grano de cristales y los resultados de esas pruebas, pero tal como resulta evidente en la figura 2, la densidad de C en disolución sólida presente en los límites de grano de cristales y la aparición de “desconchado” están relacionadas.

Con el fin de investigar detalles de esta relación, se realizaron las pruebas descritas a continuación.

10 En primer lugar, se fundieron desbastes planos de acero que contenían los componentes de acero mostrados en la tabla 1, y se prepararon chapas de acero laminadas en caliente de un grosor de 2 mm mediante el procedimiento de fabricación para la chapa de acero laminada en caliente bajo diversas temperaturas de bobinado. Se investigó cada una de las chapas de acero laminadas en caliente así obtenidas para determinar la existencia o ausencia de agrietamiento superficial por fractura (desconchado) en cuanto a la relación entre la temperatura de bobinado y la densidad de límites de grano de C en disolución sólida y/o B en disolución sólida, la relación entre el tamaño de grano de la cementita en los límites de grano precipitada en los límites de grano y el valor de expansión de orificios, y la relación entre la temperatura de bobinado y el tamaño de grano de la cementita en los límites de grano. En esta descripción, el símbolo 1\* en las tablas representa el valor de  $[C] - (12/48[Ti] + 12/93[Nb])$ , y el símbolo 2\* representa el valor de  $3 \times [Si] - \{[C] - (12/48[Ti] + 12/93[Nb])\}$ . En las tablas, [C] representa el contenido en C, [Ti] representa el contenido en Ti, [Nb] representa el contenido en Nb y [Si] representa el contenido en Si.

Tabla 1

Acero	Composición química (unidades: % en masa)										[Nb]x[C]	1*	2*
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	B			
A	0,045	0,06	1,22	0,012	0,004	0,037	0,0038	0,045	0,033	--	0,00203	0,0309	0,1491
B	0,043	0,07	1,24	0,011	0,005	0,041	0,0035	0,043	0,036	0,007	0,00185	0,0285	0,1815

20 En estas investigaciones, se evaluaron el valor de expansión de orificios (razón de expansión de orificios), el agrietamiento superficial por fractura (desconchado), el tamaño de grano de cementita en los límites de grano y la densidad de segregación de límite de grano según los métodos descritos a continuación.

25 Se evaluó el valor de expansión de orificios según el método de prueba de expansión de orificios recomendado en la norma de la Japan Iron and Steel Federation JFS T 1001-1996. Además, se determinó la existencia o ausencia de agrietamiento superficial por fractura extrayendo por punzonado la chapa de acero con una tolerancia del 20% usando el mismo método que el método de prueba de expansión de orificios recomendado en la norma de la Japan Iron and Steel Federation JFS T 1001-1996, y luego examinando visualmente la superficie extraída por punzonado.

30 Se cortó una muestra de una posición de 1/4W o 3/4W a través de la anchura de la chapa de acero del acero de muestra. Entonces, se tomó una muestra para observar mediante un microscopio electrónico de barrido de 1/4 del grosor de la muestra cortada, y se observó usando un microscopio electrónico de barrido equipado con una pistola de emisión de campo (FEG) que tenía un voltaje de aceleración de 200 kV. Se confirmaron los precipitados observados en los límites de grano como cementita mediante análisis del patrón de difracción. En esta investigación, se midieron los tamaños de grano para todas las partículas de cementita en los límites de grano observadas en un único campo de visión, y el tamaño de grano de cementita en los límites de grano se define como el valor promedio de los valores de tamaño de grano medidos.

35 Con el fin de medir el C en disolución sólida que existe en los límites de grano y dentro de los granos, se usó un método de sonda atómica tridimensional. Una sonda atómica sensible a la posición (PoSAP), que desarrollaron en 1988 A. Cerezo *et al.* en la Universidad de Oxford, es un aparato en el que se incorpora un detector sensible a la posición en el detector de una sonda atómica, y durante el análisis, puede medir simultáneamente el tiempo de vuelo y la posición de átomos que alcanzan el detector sin usar una abertura. Empleando este aparato, no sólo pueden presentarse todos los elementos de composición dentro de la aleación en la superficie de la muestra con resolución espacial a nivel atómico usando un mapa bidimensional, sino que también puede presentarse un mapa tridimensional y analizarse usando el fenómeno de evaporación de campo para evaporar una capa atómica de una vez de la superficie de la muestra, y expandir el mapa bidimensional en la dirección del grosor. Con el fin de observar los límites de grano, se preparó una muestra de AP con forma de aguja que contenía límites de grano usando un aparato de FIB (haz de iones enfocado) / FB2000A fabricado por Hitachi, Ltd. tal como sigue. Se formó la muestra cortada para dar una forma de aguja de manera que el límite de grano se situaba en la punta de la aguja mediante pulido electrolítico usando un haz de barrido que tenía una forma arbitraria. Los granos de cristal de diferentes orientaciones presentan contraste debido a un fenómeno de canalización de SIM (microscopio iónico de barrido), y por tanto se observó la muestra bajo un SIM para identificar un límite de grano y luego se cortó usando un

haz de iones. Usando un aparato de OTAP fabricado por Cameca como aparato de sonda atómica tridimensional, se realizó la medición en condiciones que incluían una temperatura en la ubicación de la muestra de aproximadamente 70 K, un voltaje total de la sonda de 10 a 15 kV y una razón de pulso del 25%. Se midieron el límite de grano y el interior de grano de cada muestra tres veces, y se registró el valor promedio como valor representativo. El valor obtenido restando el ruido de fondo y similares del valor medido se definió como la densidad de átomos por área unitaria de límite de grano, y se registró este resultado como la densidad de límites de grano (densidad de segregación de límite de grano) (número/nm<sup>2</sup>).

Por consiguiente, el C en disolución sólida que existe en los límites de grano es de manera bastante sencilla el átomo de C que existe en los límites de grano.

En la presente invención, la densidad de límites de grano de C en disolución sólida se define como el número (densidad) de átomos de C solubilizados en sólido que existen en el límite de grano por área unitaria de límite de grano.

Debido a que el mapa de átomos revela la distribución de átomos en tres dimensiones, puede confirmarse que el número de átomos de C en los límites de grano de cristales es grande. En el caso de un precipitado, el precipitado puede identificarse mediante el número de átomos y la relación posicional en relación con otros átomos (tal como Ti).

En los aceros que contienen los componentes mostrados en la tabla 1, se confirmó que casi no existía C en disolución sólida y la mayoría de los átomos de C existían como precipitados con Ti y Nb.

La figura 2 es un gráfico que ilustra la existencia o ausencia de “desconchado” (agrietamiento superficial por fractura) en la relación entre la densidad de límites de grano de C en disolución sólida y B en disolución sólida y la temperatura de bobinado.

A partir de la figura 2, queda claro que la temperatura de bobinado y la densidad de límites de grano de C en disolución sólida y B en disolución sólida presentan una correlación extremadamente fuerte. En un nuevo hallazgo, se descubrió que en el caso en el que la temperatura de bobinado era de 550°C o menor para un acero A que no contenía B añadido, y en el caso en el que la temperatura de bobinado era de 650°C o menor para un acero B que contenía B añadido, la densidad de límites de grano de C en disolución sólida y B en disolución sólida era de al menos 1 átomo/nm<sup>2</sup>, y pudo impedirse el “desconchado” (agrietamiento superficial por fractura).

En el acero A, si la temperatura de bobinado excedía 550°C, entonces el C en disolución sólida que se había segregado en los límites de grano tendía a precipitarse dentro de los granos como TiC tras bobinar, y la densidad de límites de grano de C en disolución sólida disminuyó hasta menos de 1 átomo/nm<sup>2</sup>. Como resultado, la resistencia de los límites de grano disminuyó en relación con el interior de grano, y se prevé que esto provoque agrietamiento de los límites de grano durante procesos de punzonado o cizallamiento, dando como resultado agrietamiento superficial por fractura.

El hecho de que B se segrega en los límites de grano se conoce bien, y basándose en la información ilustrada en la figura 2, parecería que, añadiendo B, el aumento en la densidad de límites de grano de B en disolución sólida era de aproximadamente 1 átomo/nm<sup>2</sup>. En los casos en los que existe B, el número del B en disolución sólida en los límites de grano debe añadirse al número del C en disolución sólida en el cálculo de la densidad de límites de grano.

La figura 3 es un gráfico que ilustra la relación entre el valor de expansión de orificios y el tamaño de grano de la cementita que existe en los límites de grano. A partir de la figura 3, era evidente que el valor de expansión de orificios y el tamaño de grano de la cementita que existe en los límites de grano presentaban una correlación extremadamente fuerte.

Además, en un nuevo hallazgo, se descubrió que cuando el tamaño de grano de la cementita que existía en los límites de grano era de 1 μm o más pequeño, el valor de expansión de orificios aumentaba significativamente.

Tal como se muestra en la figura 2, tanto el acero A como el acero B contienen C en disolución sólida en los límites de grano. Por consiguiente, se realizó una investigación sobre la relación entre la densidad de límites de grano y el tamaño de grano de la cementita que existe en los límites de grano.

La figura 4 es un gráfico que ilustra la relación entre el tamaño de grano de cementita en los límites de grano y la temperatura de bobinado. A partir de la figura 4, es evidente que la temperatura de bobinado y el tamaño de grano de la cementita precipitada en los límites de grano presentan una correlación extremadamente fuerte. En un nuevo hallazgo, se descubrió que cuando la temperatura de bobinado era de 450°C o superior, el tamaño de grano de cementita en los límites de grano era de 1 μm o menos.

En otras palabras, se descubrió que cuando la densidad de límites de grano era de no más de 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>, el tamaño de grano de la cementita era de 1 μm o menos.

A partir de los resultados anteriores, se descubrió que garantizar una densidad de límites de grano de no menos de

1 átomo/nm<sup>2</sup> y no más de 4,5 átomos/nm<sup>2</sup> representaba condiciones particularmente favorables para impedir la aparición de “desconchado” y mejorar el valor de expansión de orificios.

5 El descubrimiento de que la razón de expansión de orificios incluso mejora adicionalmente cuando el tamaño de grano de la cementita que existe en los límites de grano es de 1 μm o menos, se cree que se debe a los motivos descritos a continuación.

En primer lugar, se cree que la conformabilidad de bridas por estirado y la conformabilidad por desbarbado que están representadas por el valor de expansión de orificios se ven afectadas por huecos que actúan como los orígenes para el agrietamiento generado durante el procesamiento por punzonado o cizallamiento.

10 Se cree que en esos casos en los que la fase de cementita precipitada en los límites de grano de la fase principal es razonablemente grande en comparación con los granos de la fase principal, los granos de la fase principal se ven sometidos a una tensión excesiva en las proximidades de los límites de grano de la fase principal; de ese modo, se generan esos huecos. Sin embargo, se cree que en los casos en los que el tamaño de grano de la cementita en los límites de grano no es de más de 1 μm, los granos de cementita son relativamente pequeños en comparación con los granos de la fase principal, y no se produce concentración de tensión mecánica; por tanto, es improbable que se produzcan huecos, por tanto mejora el valor de expansión de orificios.

15 A continuación, bajo la premisa de mejorar la razón de expansión de orificios al tiempo que se impide la aparición de “desconchado”, los inventores de la presente invención fundieron una serie de desbastes planos de acero que contenían los componentes de acero mostrados en la tabla 2 que incluían una cantidad variada de Si añadido, y se prepararon chapas de acero laminadas en caliente que tenían un grosor de 2 mm mediante el procedimiento de fabricación para la chapa de acero laminada en caliente bajo diversas temperaturas de calentamiento para el calentamiento de los desbastes planos realizado antes de la laminación. Los inventores de la presente invención investigaron cada una de las chapas de acero laminadas en caliente así obtenidas para determinar la existencia o ausencia de cascarilla de Si en cuanto a la relación entre la temperatura de calentamiento y el contenido en Si, y también investigaron la relación entre la temperatura de calentamiento y la resistencia a la tracción.

25 Tabla 2

Acero	Composición química (unidades: % en masa)										[Nb]x[C]	Temperatura de disolución (°C)	1*	2*
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	B				
C	0,045	0,02	1,22	0,011	0,004	0,038	0,0038	0,045	0,033	--	0,00203	1074	0,0309	0,0291
D	0,044	0,08	1,21	0,012	0,006	0,035	0,0041	0,045	0,031	--	0,00198	1071	0,0304	0,2096
E	0,043	0,11	1,22	0,01	0,006	0,033	0,004	0,046	0,035	--	0,00198	1071	0,0283	0,3017
F	0,043	0,27	1,24	0,011	0,005	0,041	0,0035	0,043	0,036	--	0,00185	1063	0,0285	0,7815

30 Se confirmó la presencia o ausencia de cascarilla de Si mediante observación visual tras decapado. Además, se midió la resistencia a la tracción cortando una probeta n.º 5 recomendada en la norma JIS Z 2201 de cada chapa de acero, y luego midiendo la resistencia a la tracción usando el método de prueba de tracción recomendado en la norma JIS Z 2201.

35 La figura 5 ilustra la existencia o ausencia de cascarilla de Si en la relación entre el contenido en Si y la temperatura de calentamiento. A partir de la figura 5, era evidente que si la chapa de acero contenía más del 0,1% de Si, entonces se producía cascarilla de Si independientemente de la temperatura de calentamiento. Además, a partir de la figura 5, también se confirmó que incluso en el caso en el que el contenido en Si de la chapa de acero era del 0,1% o menos, si la temperatura de calentamiento excedía 1.170°C, entonces se producía cascarilla de Si de una manera similar a la observada en el caso en el que el contenido en Si excedía el 0,1%.

Además, en el caso en el que la temperatura de calentamiento no era mayor de 1.170°C, se confirmó que a diferencia de los resultados observados cuando el contenido en Si excedía el 0,1%, si el contenido en Si era del 0,1% o menos, entonces no se producía cascarilla de Si.

40 Aparece cascarilla de Si como un patrón similar a islas marrones-rojizas sobre la superficie de la chapa de acero tras la laminación en caliente, y provoca un deterioro marcado en la calidad del aspecto externo de la chapa de acero. Además, debido a que la cascarilla de Si forma aspereza sobre la superficie de la chapa de acero, el patrón similar a islas permanece incluso tras decapar, y esto provoca un deterioro marcado en las propiedades de superficie incluyendo el aspecto externo. Se cree que esta aspereza que se desarrolla sobre la superficie de un acero que  
45 contiene Si está provocada por fayalita Fe<sub>2</sub>SiO<sub>2</sub> que es un compuesto generado mediante una reacción entre óxidos de Si y óxidos de hierro. Además, se cree que la cascarilla de Si (cascarilla roja) que se genera en los casos en los

que el contenido en Si es relativamente pequeño, que parece hacer muy difícil eliminar las cascarillas durante el descascarillado posterior, se debe a los óxidos de fase líquida que se generan a una alta temperatura de no menos de 1.170°C, que representa el punto eutéctico de la fayalita y wustita FeO.

5 La figura 6 ilustra la relación entre la resistencia a la tracción de la chapa de acero y la temperatura de calentamiento.

Los componentes de las chapas de acero mostradas en la figura 6 son aquellos de C a F en la tabla 2.

10 A partir de la figura 6, quedaba claro que la temperatura de calentamiento y la resistencia a la tracción de la chapa de acero presentaban una correlación extremadamente fuerte. En otras palabras, se descubrió que incluso dentro del intervalo de temperatura de 1.170°C o inferior, la temperatura de recalentamiento de desbastes planos (SRT) durante la etapa de calentamiento de desbastes planos de la presente invención tiene una temperatura mínima SRTmin = 1.070°C a la que puede obtenerse todavía una resistencia a la tracción predeterminada.

Esta temperatura de recalentamiento de desbastes planos mínima (SRTmin) se calcula usando la fórmula numérica (A) mostrada a continuación, y quedaba claro que cuando la temperatura no era menor que la temperatura de recalentamiento de desbastes planos mínima (SRTmin), la resistencia a la tracción aumentaba considerablemente.

15 En la fórmula numérica a continuación, el contenido en Nb (%) se representa mediante [Nb], el contenido en C (%) se representa mediante [C] y SRTmin se calcula determinando la temperatura de disolución para el precipitado complejo de TiNbCN a partir del producto de Nb y C.

$$\text{SRTmin} = 6670 / \{2,26 - \log([\text{Nb}] \times [\text{C}])\} - 273 \quad (\text{A})$$

20 Las condiciones requeridas para obtener el precipitado complejo de TiNbCN se determinan mediante la cantidad de Ti. Concretamente, si la cantidad de Ti es pequeña, entonces se elimina la precipitación en solitario de TiN.

Por ejemplo, para aceros en los que la cantidad de Ti no es menor del 0,001% pero es menor del 0,060%, se cumple la siguiente fórmula.

$$0,0005 \leq [\text{C}] - (12/48[\text{Ti}] + 12/93[\text{Nb}]) \leq 0,040$$

25 Para aceros en los que la cantidad de Ti no es menor del 0,040% y no es mayor del 0,2%, se cumple la siguiente fórmula.

$$0,0005 \leq [\text{C}] - (12/48[\text{Ti}] + 12/93[\text{Nb}]) \leq 0,0050$$

Alterando los componentes dentro del intervalo anterior, el precipitado complejo de TiNbCN puede producirse de una manera estable.

30 El hallazgo de que la resistencia a la tracción de la chapa de acero aumenta notablemente cuando la temperatura no es menor que la temperatura SRTmin que cumple la fórmula numérica anterior (A) se debe al motivo descrito a continuación.

Concretamente, con el fin de lograr la resistencia a la tracción objetivo, debe utilizarse eficazmente un fortalecimiento de la precipitación debido a Nb y Ti. Estos elementos Nb y Ti precipitan como carbonitruros gruesos tales como TiN, NbC, TiC y NbTi(CN) en el desbaste plano antes del calentamiento.

35 TiC también se funde sustancialmente a la temperatura de disolución de Nb.

40 Se descubrió que debido a que existe Ti como precipitado complejo de TiNbCN dentro del desbaste plano, la temperatura de disolución se vuelve mucho menor que la observada para Ti en solitario; de ese modo, puede realizarse un tratamiento de disolución al tiempo que se suprime la generación de fayalita. En el caso convencional en el que existe Ti en solitario, se realiza un tratamiento de disolución a una temperatura extremadamente alta; de ese modo, ya no puede lograrse la supresión simultánea de la generación de fayalita.

45 Con el fin obtener un fortalecimiento de la precipitación debido a Nb y Ti eficazmente, los carbonitruros gruesos mencionados anteriormente deben solubilizarse en sólido adecuadamente dentro del material de base durante la etapa de calentamiento de desbastes planos. La gran mayoría de los carbonitruros de Nb y Ti se funden a la temperatura de disolución de Nb. Por consiguiente, se descubrió que con el fin de lograr la resistencia a la tracción objetivo, el desbaste plano debe calentarse hasta la temperatura de disolución de Nb (= SRTmin) durante la etapa de calentamiento de desbastes planos.

50 Considerando el valor típico de la bibliografía del producto de solubilidad proporcionado para cada uno de TiN, TiC, NbN y NbC, y el hecho de que la precipitación de TiN se produce a una alta temperatura, se supuso que era difícil fundir carbonitruros de Nb y Ti mediante el calentamiento a baja temperatura aplicado en la presente invención. Sin embargo, los inventores de la presente invención descubrieron que casi todo el TiC se fundía simplemente mediante el tratamiento de disolución de NbC tal como se describió anteriormente.

5 Cuando se observa un material precipitado que se cree que es un precipitado complejo de TiNb(CN) mediante observación de réplicas usando un microscopio electrónico de barrido, se encuentra que las proporciones de concentración de Ti, Nb, C y N difieren entre la porción central precipitada a altas temperaturas y la porción de costra externa que se creía que precipitaba a temperaturas comparativamente bajas. Concretamente, las proporciones de concentración de Ti y N eran altas en la porción central; en cambio, las de Nb y C eran altas en la porción de costra externa. Esto se debe a que TiNb(CN) es un precipitado de MC que tiene una estructura de NaCl, y en el caso de NbC, aunque Nb se coordina en el sitio de M y C se coordina en el sitio de C, variaciones en la temperatura pueden provocar la sustitución de Nb por Ti, y la sustitución de C por N. Esto también se aplica para TiN. Incluso a una temperatura en la que NbC se funde completamente, Nb está todavía incorporado dentro de TiN en una fracción de sitio del 10 al 30%, y por tanto, en sentido estricto, Nb se solubiliza en sólido completamente a una temperatura de no menos que la temperatura a la que TiN se funde completamente. Sin embargo, en un sistema de componentes en el que la cantidad añadida de Ti es comparativamente pequeña, esta temperatura de disolución puede fijarse a la temperatura de límite inferior sustantiva a la que se funden los precipitados de Nb. Además, la explicación anterior también se aplica a TiC, de modo que aunque Ti se coordina en el sitio de M, se sustituye una proporción de Ti por Nb a temperaturas inferiores. Por consiguiente, la temperatura de disolución del precipitado complejo de TiNbCN puede fijarse a la temperatura de disolución sustantiva de TiC.

Basándose en los hallazgos que resultan de estas investigaciones experimentales, los inventores de la presente invención consideraron en primer lugar las condiciones referentes a los componentes químicos de chapas de acero, y como resultado, pudieron completar la presente invención.

20 Los motivos para restringir los componentes químicos en la presente invención se describen a continuación.

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

25 Existe C en los límites de grano de cristales, tiene el efecto de suprimir el "desconchado" (agrietamiento superficial por fractura) en las caras finales formadas mediante procesos de cizallamiento o punzonado, y es un elemento que contribuye a una mejora de la resistencia debido al fortalecimiento de la precipitación mediante unión con Nb, Ti y similares para formar precipitados dentro de la chapa de acero. Si el contenido en C es menor del 0,01%, entonces los efectos anteriores no pueden lograrse, mientras que si el contenido en C excede el 0,1%, entonces la cantidad de carburos que pueden funcionar como el origen de agrietamiento por desbarbado tiende a aumentar, y el valor de expansión de orificios se deteriora. Por consiguiente, el contenido en C se restringe a una cantidad de no menos del 0,01% y no más del 0,1%. Además, si se da consideración a mejorar la ductilidad así como mejorar la resistencia, entonces el contenido en C está preferiblemente dentro de un intervalo de menos del 0,07%, y está más preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,035% y no más del 0,05%.

30 Un intervalo preferido en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 540 MPa es C: del 0,01 al 0,07%, y un intervalo preferido en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa es C: del 0,03 al 0,1%.

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

40 El Si es un elemento que tiene el efecto de suprimir la formación de defectos basados en escamas tales como defectos de escamas de pescado y escamas con forma de husillo. Este efecto se logra cuando el contenido en Si es de al menos el 0,01%. Sin embargo si se añade Si en una cantidad que excede el 0,1%, entonces no sólo se satura el efecto anterior, sino que también tiende a generarse cascarilla de Si atigrada sobre la superficie de la chapa de acero, y por tanto, da como resultado un deterioro en las propiedades de superficie. Por consiguiente, el contenido en Si se restringe hasta una cantidad de no menos del 0,01% y no más del 0,1%. El contenido en Si está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,031% y no más del 0,089%. El Si tiene también un efecto de inhibición de la precipitación de carburos basados en hierro tales como cementita dentro de la microestructura del material, y contribuye a una mejora en la ductilidad, y este efecto aumenta a medida que aumenta el contenido en Si. Sin embargo, desde el punto de vista de prevenir la cascarilla de Si, hay un límite superior con respecto a cuánto Si puede añadirse. Por consiguiente, con el fin de inhibir la precipitación de carburos, deben emplearse adiciones de Nb y Ti y las condiciones de procedimiento de fabricación tal como se describen a continuación.

45 Un intervalo preferido en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 540 MPa pero menos de 780 MPa es  $[Si] \leq 0,1$  y la fórmula mostrada a continuación también se cumple preferiblemente.

$$3 \times [Si] \geq [C] - (12/48[Ti] + 12/93[Nb])$$

55 Con el fin de que el Si inhiba la precipitación de carburos basados en hierro tales como cementita de la manera descrita anteriormente, y para contribuir a una mejora en la ductilidad, la composición estequiométrica de C que no es fija ya que precipita con Ti, Nb o similares debe cumplir la relación en la fórmula anterior. Cuando se cumple la relación de la fórmula anterior, se inhibe la precipitación como cementita; de ese modo, puede suprimirse cualquier disminución en la ductilidad. Sin embargo, si la cantidad de Si aumenta adicionalmente, entonces la densidad de átomos (densidad en número) de C que existe en los límites de grano tiende a disminuir fácilmente por debajo de 1 átomo/nm<sup>2</sup>, y por tanto el límite superior para el contenido en Si se fija al 0,1%.

En una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 540 MPa pero menos de 780 MPa, debido a que las cantidades de elementos de aleación tales como Ti y Nb son relativamente pequeñas, se generan cementita y similares de manera comparativamente fácil, y por tanto, la regulación conferida por Si según la fórmula anterior es particularmente eficaz.

- 5 En particular, si el contenido en Si es pequeño y no cumple el intervalo especificado por la fórmula anterior, entonces se produce precipitación de cementita; de ese modo, las propiedades de desbarbado tienden a deteriorarse.

Por otro lado, en el caso de una chapa de acero que tiene cantidades comparativamente grandes de Ti y Nb así como que tiene una resistencia a la tracción de 780 MPa o superior, un intervalo de componentes preferido es Si:  $0,01 \leq Si \leq 0,1$ .

- 10 A medida que la cantidad de Si aumenta, la densidad de átomos de C que existe en los límites de grano tiende a disminuir fácilmente por debajo de 1 átomo/nm<sup>2</sup>, y por tanto el límite superior para el contenido en Si se fija al 0,1%.

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

- 15 El Mn es un elemento que contribuye a una mejora de la resistencia debido a fortalecimiento de la disolución sólida y fortalecimiento por endurecimiento. Si el contenido en Mn es menor del 0,1%, entonces este efecto no puede lograrse, mientras que si el contenido en Mn excede el 3%, entonces el efecto se satura. Por consiguiente, el contenido en Mn se restringe a una cantidad de no menos del 0,1% y no más del 3%. Además, en aquellos casos en los que no se añaden elementos distintos de Mn en cantidades suficientes para inhibir la aparición de fragilidad en caliente provocada por S, es preferible que la cantidad añadida de Mn sea suficiente para garantizar que la razón entre el contenido en Mn ([Mn]) y el contenido en S ([S]), en valores de % en masa, cumple  $[Mn]/[S] \geq 20$ . Además, el
- 20 Mn es también un elemento que, a medida que el contenido en Mn aumenta, extiende la temperatura de la región de austenita hacia el lado de baja temperatura; de ese modo, mejora la capacidad de endurecimiento y se facilita la formación de una estructura de transformación por enfriamiento continuo que tiene excelentes propiedades de desbarbado. Si el contenido en Mn es menor del 0,5%, entonces es difícil realizar este efecto, y por tanto el contenido en Mn está preferiblemente dentro de un intervalo de al menos el 0,5%, y está más preferiblemente dentro
- 25 de un intervalo de no menos del 0,56% y no más del 2,43%.

Un intervalo de componentes preferido en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 540 MPa cumple Mn: del 0,1 al 2%, y un intervalo de componentes preferido en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa cumple Mn: del 0,8 al 2,6%.

- 30 Por consiguiente, los intervalos de componentes preferidos en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 540 MPa incluyen:

C: del 0,01 al 0,07%,

Si:  $\leq 0,1\%$ ,

Mn: del 0,1 al 2%, y

$3 \times [Si] \geq [C] - (12/48[Ti] + 12/93[Nb])$ .

- 35 Los intervalos de componentes preferidos en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa incluyen:

C: del 0,03 al 0,1%,

Si:  $0,01 \leq Si \leq 0,1\%$ , y

Mn: del 0,8 al 2,6%.

- 40 (4) P: no más del 0,1%

- El P es una impureza inevitable que se incorpora durante el refinado del acero, y es un elemento que se segrega en los límites de grano, y disminuye la tenacidad a medida que el contenido en P aumenta. Por consiguiente, el contenido en P es preferiblemente tan bajo como sea posible, y si el contenido en P excede el 0,1%, entonces el P tiene efectos adversos sobre la conformabilidad y las propiedades de soldadura, y por tanto, el contenido en P se restringe hasta una cantidad de no más del 0,1%. En consideración de la expansibilidad de orificios y las propiedades de soldadura, el contenido en P está preferiblemente dentro de un intervalo de no más del 0,02%, y está más preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,008% y no más del 0,012%.
- 45

(5) S: no más del 0,03%

- 50 El S es una impureza inevitable que se incorpora durante el refinado del acero, y es un elemento que, si se incorpora S en una cantidad demasiado grande, no sólo el S provoca agrietamiento durante laminación en caliente, sino que

también el S provoca la generación de inclusiones de tipo A que provocan un deterioro en la expansibilidad de orificios. Por estos motivos, el contenido en S debe reducirse tanto como sea posible; sin embargo, una cantidad del 0,03% o menos es permisible, y por tanto el contenido en S se especifica como no más del 0,03%. Sin embargo, en los casos en los que se requiere un determinado grado de expansibilidad de orificios, el contenido en S está preferiblemente dentro de un intervalo de no más del 0,01%, está más preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,002% y no más del 0,008% y está lo más preferiblemente dentro de un intervalo de no más del 0,003%.

(6) Al: del 0,001 al 1%

Debe añadirse Al en una cantidad de al menos el 0,001% con el propósito de desoxidación del acero fundido durante el procedimiento de fabricación de acero para la chapa de acero; sin embargo, debido a que la adición de Al aumenta el coste del acero, el límite superior para el contenido en Al se fija al 1%. Además, si se añade Al en una cantidad demasiado grande, entonces tiende a provocar un aumento en las inclusiones no metálicas; de ese modo, la ductilidad y la tenacidad se deterioran, y por tanto el contenido en Al está preferiblemente dentro de un intervalo de no más del 0,06%, y está más preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,016% y no más del 0,04%.

(7) N: no más del 0,01%

El N es una impureza inevitable que se incorpora durante el refinado del acero, y es un elemento que se une con Ti, Nb y similares formando nitruros. Si el contenido en N excede el 0,01%, entonces debido a que estos nitruros precipitan a temperaturas comparativamente altas, tienden a engrosarse fácilmente, y existe la posibilidad de que estos granos de cristales engrosados puedan actuar como orígenes de agrietamiento por desbarbado. Además, el contenido de estos nitruros es preferiblemente tan bajo como sea posible con el fin de utilizar Nb y Ti eficazmente tal como se describe a continuación. Por consiguiente, el límite superior para el contenido en N se especifica como el 0,01%. En los casos en los que la presente invención se aplica a un elemento cuyo deterioro por envejecimiento se vuelve problemático, si el contenido en N excede el 0,006%, entonces el deterioro por envejecimiento tiende a intensificarse, y por tanto el contenido en N está preferiblemente dentro de un intervalo de no más del 0,006%. Además, en los casos en los que la presente invención se aplica a un elemento que se supone que se deja a temperatura ambiente durante al menos dos semanas tras la producción y antes de suministrarse para el procedimiento de conformación, en cuanto a contrarrestar el deterioro por envejecimiento, la cantidad añadida de N está preferiblemente dentro de un intervalo de no más del 0,005%, y está más preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,0028% y no más del 0,0041%. Además, si se considera el caso de dejarse en un entorno a alta temperatura durante la estación veraniega, o el caso de usarse en un entorno que incluye exportación por barco o similar a una ubicación que implica cruzar el ecuador, entonces el contenido en N está preferiblemente dentro de un intervalo de no más del 0,003%.

(8) Nb: del 0,005 al 0,08%

El Nb es uno de los elementos más importantes en la presente invención. El Nb precipita de manera fina como carburos o bien durante el enfriamiento realizado tras la finalización de la laminación o tras el bobinado, y aumenta la resistencia del acero mediante fortalecimiento de la precipitación. Además, el Nb fija el C como carburos, y por tanto inhibe la generación de cementita que es perjudicial en cuanto a las propiedades de desbarbado. Con el fin de obtener estos efectos, la cantidad añadida de Nb debe ser de al menos el 0,005%, y está preferiblemente dentro de un intervalo de más del 0,01%. Por otro lado, incluso si el contenido en Nb excede el 0,08%, estos efectos se saturan. Por consiguiente, el contenido en Nb se restringe hasta una cantidad de no menos del 0,005% y no más del 0,08%. El contenido en Nb está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,015% y no más del 0,047%.

Un intervalo de Nb preferido en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 540 MPa pero menos de 780 MPa está dentro de un intervalo del 0,005 al 0,05%, y fijando el contenido en Nb dentro de este intervalo, la TS y las propiedades de desbarbado pueden lograrse de una manera más estable.

Además, un intervalo de Nb preferido en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa está dentro de un intervalo del 0,01 al 0,08%, y fijando el contenido en Nb dentro de este intervalo, la TS y las propiedades de desbarbado pueden lograrse de una manera más estable.

(9) Ti: del 0,001 al 0,2%

El Ti es uno de los elementos más importantes en la presente invención. De una manera similar al Nb, el Ti precipita de manera fina como carburos o bien durante la laminación en frío realizada tras la finalización de la laminación o tras el bobinado, y aumenta la resistencia del acero mediante fortalecimiento de la precipitación. Además, el Ti fija el C como carburos, y por tanto inhibe la generación de cementita que es perjudicial en cuanto a las propiedades de desbarbado. Con el fin de obtener estos efectos, la cantidad añadida de Ti debe ser de al menos el 0,001%, y está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,005%. Por otro lado, incluso si el contenido en Ti excede el 0,2%, estos efectos se saturan. Por consiguiente, el contenido en Ti se restringe hasta una cantidad de no menos del 0,001% y no más del 0,2%. El contenido en Ti está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,036% y no más del 0,156%.

Un intervalo de Ti preferido en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 540 MPa pero menos de 780 MPa está dentro de un intervalo del 0,001 al 0,06%, y fijando el contenido en Ti dentro de este intervalo, la TS y las propiedades de desbarbado pueden lograrse de una manera más estable.

- 5 Además, un intervalo de Ti preferido en el caso de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa está dentro de un intervalo del 0,04 al 0,2%, y fijando el contenido en Ti dentro de este intervalo, la TS y las propiedades de desbarbado pueden lograrse de una manera más estable.

$$(10) [\text{Nb}] \times [\text{C}] \leq 4,34 \times 10^{-3} \quad (\text{B})$$

- 10 Además, con el fin de lograr un fortalecimiento de la precipitación satisfactorio debido a Nb, es necesario garantizar que exista una cantidad adecuada de Nb en un estado de disolución sólida dentro del desbaste plano durante la etapa de calentamiento de desbastes planos realizada durante el procedimiento de fabricación para la chapa de acero laminada en caliente. Por este motivo, durante la etapa de calentamiento de desbastes planos, el desbaste plano debe calentarse hasta al menos la temperatura de recalentamiento de desbastes planos mínima (= SRT<sub>min</sub>) calculada usando la fórmula numérica mencionada anteriormente (A). Sin embargo, si la temperatura de disolución excede 1.170°C que representa el punto eutéctico para fayalita Fe<sub>2</sub>SiO<sub>2</sub> y wustita FeO, entonces las propiedades de superficie se deterioran. El valor de SRT<sub>min</sub> calculado usando la fórmula numérica (A) excede 1.170°C cuando el producto del contenido en Nb ([Nb]) y el contenido en C ([C]) excede 4,34 x 10<sup>-3</sup>, y por tanto el producto del contenido en Nb ([Nb]) y el contenido en C ([C]) debe cumplir la fórmula numérica anterior (B). El producto del contenido en Nb ([Nb]) y el contenido en C ([C]) está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos de 0,00053 y no más de 0,0024.

- 20 TiNb(CN) es un precipitado de MC que tiene una estructura de NaCl, y en el caso de NbC, aunque el Nb está coordinado en el sitio de M y el C está coordinado en el sitio de C, variaciones en la temperatura pueden provocar la sustitución de Nb por Ti y la sustitución de C por N. Esto también se aplica para TiN. Incluso a una temperatura en la que NbC se funde completamente, todavía se incorpora Nb dentro de TiN a una fracción de sitio del 10 al 30%, y por tanto, en sentido estricto, el Nb se solubiliza en sólido completamente a una temperatura de no menos que la temperatura en la que TiN se funde completamente. Sin embargo, en un sistema de componentes en el que la cantidad añadida de Ti es comparativamente pequeña, esta temperatura de disolución puede fijarse a la temperatura de límite inferior sustantiva a la que se funden los precipitados de Nb. Además, la explicación anterior también se aplica a TiC, de modo que aunque el Ti se coordina en el sitio de M, se sustituye una proporción de Ti por Nb a temperaturas inferiores. Por consiguiente, la temperatura de disolución del precipitado complejo de TiNbCN puede fijarse a la temperatura de disolución sustantiva de TiC.

- 35 En una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción del orden de 540 MPa (concretamente, al menos 540 MPa pero menos de 780 MPa), con el fin de garantizar que el Si inhibe la precipitación de carburos basados en hierro tales como cementita y contribuye a una mejora en la ductilidad tal como se describió anteriormente, la cantidad de Si debe cumplir la relación representada por la fórmula mencionada anteriormente en relación con la composición estequiométrica de C que no se fija en forma de precipitados de Ti, Nb y similares, y esto permite la supresión de la precipitación de cementita y suprime cualquier disminución en la ductilidad. Además, el C, cuya precipitación se inhibe como cementita dentro de los granos de cristal, permanece en un estado supersaturado dentro de los granos. Sin embargo, puesto que existe un desorden de la estructura cristalina, el C difunde hacia los límites de grano en donde el C puede existir más establemente a temperaturas inferiores, y por tanto, la cantidad de C en los límites de grano puede controlarse a la densidad de átomos especificada por la presente invención. Este efecto se manifiesta, en particular, en el caso de una estructura de transformación continua en la que el C no se descarga en los límites de grano, sino que experimenta transformación dentro de los granos al tiempo que todavía se incluye C en disolución sólida.

- 45 Por otro lado, en una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción del orden de 780 MPa (concretamente, al menos 780 MPa), las cantidades añadidas de Ti, Nb y similares deben aumentarse con el fin de lograr el nivel requerido de resistencia. Por consiguiente, si la fórmula anterior es menor del 0,005%, entonces no se produce precipitación como cementita dentro de los granos. Sin embargo, si el valor no es al menos el 0,0005%, entonces la densidad de C en disolución sólida en los límites de grano también se encuentra fuera del intervalo especificado en la presente invención, y por tanto se especifica el intervalo anterior.

- 50 En otras palabras, regulando los componentes de la manera descrita a continuación, la densidad en los límites de grano puede controlarse dentro del intervalo de desde 1 hasta 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>.

En un acero que tiene una resistencia a la tracción del orden de 540 MPa y que contiene del 0,001 al 0,06% de Ti y del 0,005 al 0,05% de Nb, se cumple la siguiente fórmula.

$$0,0005 \leq [\text{C}] - (12/48[\text{Ti}] + 12/93[\text{Nb}]) \leq 0,040$$

- 55 En un acero que tiene una resistencia a la tracción del orden de 780 MPa y que contiene del 0,04 al 0,2% de Ti y del 0,01 al 0,08% de Nb, se cumple la siguiente fórmula.

$$0,0005 \leq [\text{C}] - (12/48[\text{Ti}] + 12/93[\text{Nb}]) \leq 0,0050$$

La descripción anterior explica resumidamente los motivos para restringir los componentes básicos en la presente invención; sin embargo, en la presente invención, uno o más de Cu, Ni, Mo, V, Cr, Ca, REM (elementos de metales de tierras raras) y B pueden incluirse también según se requiera. Los motivos para restringir cada uno de estos elementos se describen a continuación.

- 5 Cu, Ni, Mo, V y Cr son elementos que tienen el efecto de mejorar la resistencia de la chapa de acero laminada en caliente mediante o bien fortalecimiento de la precipitación o bien fortalecimiento de la disolución sólida, y pueden añadirse uno o más de estos elementos.

10 Sin embargo, estos efectos no pueden lograrse satisfactoriamente si el contenido en Cu es menor del 0,2%, el contenido en Ni es menor del 0,1%, el contenido en Mo es menor del 0,05%, el contenido en V es menor del 0,02% o el contenido en Cr es menor del 0,01%. Además, estos efectos se saturan y la viabilidad económica disminuye si el contenido en Cu excede el 1,2%, el contenido en Ni excede el 0,6%, el contenido en Mo excede el 1%, el contenido en V excede el 0,2% o el contenido en Cr excede el 1%. Por consiguiente, en los casos en los que se añade Cu, Ni, Mo, V o Cr según la necesidad, el contenido en Cu está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,2% y no más del 1,2%, el contenido en Ni está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,1% y no más del 0,6%, el contenido en Mo está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,05% y no más del 1%, el contenido en V está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,02% y no más del 0,2% y el contenido en Cr está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,01% y no más del 1%.

20 Ca y REM (elementos de metales de tierras raras) controlan la configuración de inclusiones no metálicas que pueden actuar como orígenes de fracturas y tienden a provocar un deterioro en la conformabilidad, y son por tanto elementos que mejoran la conformabilidad. Si las cantidades contenidas de Ca y REM son menores del 0,0005%, entonces los efectos anteriores no se manifiestan satisfactoriamente. Además, si el contenido en Ca excede el 0,005% o el contenido en REM excede el 0,02%, entonces el efecto anterior se satura, y la viabilidad económica del acero tiende a disminuir. Por consiguiente, el contenido en Ca está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,0005% y no más del 0,005%, mientras que el contenido en REM está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,0005% y no más del 0,02%.

En los casos en los que se segrega B en los límites de grano y existe junto con C en disolución sólida, tiene el efecto de potenciar la resistencia de límites de grano. Por consiguiente, puede añadirse B según se requiera.

30 Sin embargo, si el contenido en B es menor del 0,0002%, entonces la cantidad de B es insuficiente para lograr el efecto anterior, mientras que si el contenido en B excede el 0,002%, entonces tiende a provocar agrietamiento de desbastes planos. Por consiguiente, el contenido en B está preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,0002% y no más del 0,002%.

35 Además, a medida que la cantidad añadida de B aumenta, B mejora la capacidad de endurecimiento y facilita la formación de una estructura de transformación por enfriamiento continuo que representa una microestructura preferida en cuanto a las propiedades de desbarbado, y por tanto la cantidad añadida de B está preferiblemente dentro de un intervalo de al menos el 0,0005%, y está más preferiblemente dentro de un intervalo de no menos del 0,001% y no más del 0,002%.

Sin embargo, si sólo existe B en disolución sólida en los límites de grano y no está presente C en disolución sólida, entonces el efecto de fortalecimiento de granos de cristal no es tan grande como el proporcionado por C en disolución sólida; de ese modo, el "desconchado" se hace más probable.

40 Además, en el caso en el que no se añade B, si la temperatura de bobinado no es menor de 650°C, entonces parte del B que actúa como elemento segregado en el límite de grano puede sustituirse por C en disolución sólida para contribuir a una mejora en la resistencia de límites de grano, pero si la temperatura de bobinado excede 650°C, entonces se supone que la densidad de límites de grano de C en disolución sólida y B en disolución sólida disminuye hasta menos de 1 átomo/nm<sup>2</sup>; de ese modo, se produce agrietamiento superficial por fractura.

45 Una chapa de acero laminada en caliente que contiene los elementos anteriores como componentes principales también puede incluir uno o más de Zr, Sn, Co, Zn, W y Mg en una cantidad total de no más del 1%. Sin embargo, el Sn aumenta la posibilidad de que se produzcan defectos durante la laminación en caliente, y por tanto el contenido en Sn está preferiblemente dentro de un intervalo de no más del 0,05%.

50 Lo siguiente es una descripción detallada de factores metalúrgicos tales como las microestructuras dentro de la chapa de acero laminada en caliente según la presente invención.

55 Debido a que es necesario aumentar la resistencia de límites de grano para inhibir el agrietamiento superficial por fractura que se produce durante el procesamiento por punzonado o cizallamiento, las cantidades de C en disolución sólida y B en disolución sólida en o en las proximidades de los límites de grano, que contribuyen a una mejora en la resistencia de límites de grano, deben restringirse de la manera descrita anteriormente. Si la densidad de límites de grano de C en disolución sólida y B en disolución sólida es menor de 1 átomo/nm<sup>2</sup>, entonces el efecto anterior no se manifiesta satisfactoriamente. Mientras que, si la densidad de límites de grano excede 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>, entonces tiende a precipitar cementita que tiene un tamaño de grano de cristal de 1 μm o mayor. Por consiguiente, la densidad

de límites de grano del C en disolución sólida (y el B en disolución sólida) se fija para que no sea menor de 1 átomo/nm<sup>2</sup> y no sea mayor de 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>. En la presente invención, la densidad de límites de grano del C en disolución sólida y el B en disolución sólida se refiere a la suma de las densidades de límites de grano del C en disolución sólida y el B en disolución sólida.

- 5 Si este valor de no menos de 1 átomo/nm<sup>2</sup> y no más de 4,5 átomos/nm<sup>2</sup> se convierte en ppm, entonces es equivalente a un intervalo de desde aproximadamente 0,02 ppm hasta 4,3 ppm.

La conformabilidad de bridas por estirado y la conformabilidad por desbarbado que se representan normalmente por el valor de expansión de orificios se ven afectados por huecos que actúan como los orígenes para el agrietamiento generado durante el procesamiento por punzonado o cizallamiento. Estos huecos se generan en aquellos casos en los que la fase de cementita precipitada en los límites de grano de la fase principal es razonablemente grande en comparación con los granos de la fase principal, por tanto los granos de la fase principal se ven sometidos a un estrés excesivo en las proximidades de los límites de grano de la fase principal. Sin embargo, en los casos en los que el tamaño de grano de la cementita no es de más de 1 μm, los granos de cementita son relativamente pequeños en comparación con los granos de la fase principal, y por tanto, no se produce concentración de tensión mecánica, y es improbable que se desarrollen huecos. Como resultado, el valor de expansión de orificios mejora. Por consiguiente, el tamaño de partícula de la cementita en los límites de grano se restringe hasta no más de 1 μm.

Aunque no hay restricciones particulares sobre la microestructura de la fase principal de una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención, con el fin de lograr una conformabilidad de bridas por estirado superior y una conformabilidad por desbarbado superior, se prefiere una estructura de transformación por enfriamiento continuo (Zw). Además, con el fin de lograr una combinación de las propiedades de conformabilidad anteriores y una ductilidad favorable tal como se representa mediante la elongación uniforme, la microestructura de la fase principal de una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención puede incluir ferrita poligonal (PF) a una fracción en volumen de no más del 20%. Una fracción en volumen en la microestructura se refiere a la fracción de área de superficie dentro de un campo de visión de medición.

La estructura de transformación por enfriamiento continuo se transforma mientras que el C en disolución sólida dentro de los granos de cristal se retiene dentro del interior del grano. Por consiguiente, la probabilidad de que exista C en disolución sólida en los límites de grano es baja.

Sin embargo, en la presente invención, con el fin de impedir el “desconchado”, la densidad de límites de grano debe controlarse para lograr un valor dentro de un intervalo de desde 1 hasta 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>.

Por otro lado, la composición de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción del orden de 540 MPa incluye cantidades comparativamente menores de C, Mn, Si, Ti y Nb que la composición de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción del orden de 780 MPa, y por tanto se forma más fácilmente ferrita poligonal. Por consiguiente, con el fin de suprimir la generación de esta ferrita poligonal y lograr una estructura de transformación por enfriamiento continuo, la velocidad de enfriamiento debe fijarse a un valor comparativamente grande. Este aumento en la velocidad de enfriamiento da como resultado un aumento en la cantidad de C en disolución sólida retenida dentro de los granos.

Por consiguiente, en un acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 540 MPa pero menos de 650 MPa, si la composición se regula de manera que  $0,0005 \leq [C] - (12/48 [Ti] + 12/93[Nb]) \leq 0,0400$ , entonces la densidad de átomos en los límites de grano puede ajustarse a un valor dentro del intervalo de desde 1 hasta 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>.

Además, en un acero que tiene una resistencia a la tracción de al menos 650 MPa pero menos de 780 MPa (acero de grado de 650 MPa) que incluye cantidades aumentadas de componentes de aleación, debido a que la composición del acero significa que la generación de ferrita poligonal es comparativamente improbable, puede lograrse una estructura de transformación por enfriamiento continuo incluso si la velocidad de enfriamiento es comparativamente baja. Por tanto, regulando la composición de manera que  $0,0005 \leq [C] - (12/48[Ti] + 12/93[Nb]) \leq 0,0100$ , la densidad de átomos dentro del intervalo de desde 1 hasta 4,5 átomos/nm<sup>2</sup> puede lograrse con buena estabilidad.

Además, en un acero que tiene una resistencia a la tracción del orden de 780 MPa (concretamente, 780 MPa o mayor) que incluye cantidades aumentadas adicionalmente de los componentes de aleación, debido a que la composición del acero significa que la generación de ferrita poligonal es incluso más improbable, puede lograrse una estructura de transformación por enfriamiento continuo incluso si la velocidad de enfriamiento disminuye adicionalmente. Por tanto, regulando la composición de manera que  $0,0005 \leq [C] - (12/48[Ti] + 12/93[Nb]) \leq 0,0050$ , la densidad de átomos dentro del intervalo de desde 1 hasta 4,5 átomos/nm<sup>2</sup> puede lograrse con buena estabilidad.

En la presente invención, una estructura de transformación por enfriamiento continuo (Zw) se refiere a una microestructura que se define como una estructura de transformación en una fase intermedia entre una microestructura que contiene ferrita poligonal y perlita generada mediante un mecanismo de difusión, y martensita generada mediante un mecanismo de cizallamiento en ausencia de difusión, tal como se da a conocer en “Recent Research on the Bainite Structure of Low Carbon Steel and its Transformation Behavior - Final Report of the Bainite

Research Committee”, editado por el Bainite Investigation and Research Committee of the Basic Research Group of the Iron and Steel Institute of Japan (1994, The Iron and Steel Institute of Japan). En otras palabras, tal como se describe en las páginas 125 a 127 de la referencia anterior en relación con la microestructura observada mediante microscopía óptica, la estructura de transformación por enfriamiento continuo (Zw) se define como una microestructura que incluye principalmente ferrita bainítica ( $\alpha^{\circ}B$ ), (marcada como  $\alpha^{\circ}B$  dentro de las fotografías), ferrita bainítica granular ( $\alpha B$ ) y ferrita casi poligonal ( $\alpha q$ ), pero también contiene pequeñas cantidades de austenita residual ( $\gamma r$ ) y martensita-austenita (MA). En cuanto a  $\alpha q$ , de una manera similar a ferrita poligonal (PF), la estructura interna no parece deberse a ataque químico; sin embargo, tiene una forma acicular, y puede por tanto distinguirse claramente de PF. En este caso, si la longitud de límites del grano de cristal diana se supone que es  $lq$  y el diámetro circular equivalente se supone que es  $dq$ , los granos en los que la razón de estos dos valores (concretamente,  $lq/dq$ ) cumple  $lq/dq \geq 3,5$  son granos de  $\alpha q$ . La estructura de transformación por enfriamiento continuo (Zw) en la presente invención puede definirse como una microestructura que incluye uno cualquiera o más de  $\alpha^{\circ}B$ ,  $\alpha B$ ,  $\alpha q$ ,  $\gamma r$  y MA, siempre que la combinación total de las pequeñas cantidades de  $\gamma r$  y MA sea del 3% o menos.

La estructura de transformación por enfriamiento continuo (Zw) es difícil de determinar mediante observación con microscopio óptico tras ataque químico usando un reactivo de nital. Por consiguiente, la determinación se hace usando EBSP-OIM™.

En un método de EBSP-OIM™ (patrón de difracción de dispersión trasera de electrones - microscopio de imágenes de orientación), se irradia un haz de electrones sobre una muestra muy inclinada dentro de un microscopio electrónico de barrido, se captura el patrón Kikuchi que se forma mediante dispersión trasera mediante una cámara de alta resolución, y se aplica análisis de imágenes basado en ordenador para medir la orientación de cristales en el punto de irradiación en un corto periodo de tiempo. El método de EBSP permite el análisis cuantitativo de microestructuras y orientaciones de cristales de superficies de muestras a granel. Aunque el área de análisis varía dependiendo de la resolución del SEM, siempre que el área esté dentro del intervalo que puede observarse mediante el SEM, es posible el análisis hasta una resolución mínima de 20 nm. El análisis usando el método de EBSP-OIM™ requiere varias horas, y se realiza mapeando la región que va a analizarse en una rejilla espaciada por igual de varias decenas de miles de puntos. En el caso de un material policristalino, pueden observarse la distribución de orientación del cristal y los tamaños de granos de cristal dentro de la muestra. En la presente invención, por motivos de conveniencia, las estructuras que pueden distinguirse usando una imagen mapeada con una diferencia de orientación de 15° para cada paquete pueden definirse como estructuras de transformación por enfriamiento continuo (Zw).

Lo siguiente es una descripción detallada de los motivos para restringir el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención.

En la presente invención, no hay restricciones particulares en el procedimiento para fabricar el desbaste plano de acero que contiene los componentes enumerados anteriormente, que se realiza antes del procedimiento de laminación en caliente. En otras palabras, en un ejemplo de un procedimiento para fabricar el desbaste plano de acero que contiene los componentes anteriores, se realiza en primer lugar fusión en un alto horno, horno convertidor, horno eléctrico o similares, se realiza luego un procedimiento de ajuste de componentes usando cualquiera de las diversas técnicas de refinado secundario para lograr la cantidad objetivo de cada elemento, y puede realizarse entonces colada usando un método de colada continua típico, colada mediante un método de lingote o colada mediante otro método tal como colada de desbaste plano fino. Puede usarse metal de chatarra como materia prima. En el caso de un desbaste plano obtenido mediante colada continua, el desbaste plano colado a alta temperatura puede alimentarse directamente al aparato de laminación en caliente, o puede enfriarse hasta temperatura ambiente y luego recalentarse en un horno antes de someterse a la laminación en caliente.

Antes de la etapa de laminación en caliente, el desbaste plano obtenido a partir del procedimiento de fabricación anterior se somete a un procedimiento de calentamiento de desbaste plano en el que el desbaste plano se calienta en un horno de calentamiento hasta una temperatura de no menos que la temperatura de recalentamiento de desbastes planos mínima SRTmin (°C) calculada basándose en la fórmula numérica (A) descrita anteriormente. Si la temperatura es menor que SRTmin, entonces los carbonitruros de Nb y Ti no se funden satisfactoriamente dentro del material de base. En tales casos, no pueden obtenerse ni el efecto de mejora de la resistencia debido a fortalecimiento de la precipitación que se obtiene precipitando Nb y Ti como carburos finamente o bien durante el enfriamiento realizado tras la finalización de la laminación o bien tras el bobinado, ni el efecto de inhibición que fija C como carburos y suprime la generación de cementita que es perjudicial en cuanto a las propiedades de desbarbado. Por consiguiente, la temperatura de calentamiento durante la etapa de calentamiento de desbastes planos se fija a una temperatura de no menos que la temperatura de recalentamiento de desbastes planos mínima (= SRTmin) calculada usando la fórmula anterior.

Además, si la temperatura de calentamiento durante la etapa de calentamiento de desbastes planos excede 1.170°C, entonces la temperatura excede el punto eutéctico de fayalita  $Fe_2SiO_2$  y wustita FeO; de ese modo, se forman óxidos de fase líquida, se genera cascarilla de Si y se deterioran las propiedades de superficie. Por tanto, la temperatura de calentamiento se fija a no más de 1.170°C. Por consiguiente, la temperatura de calentamiento en la etapa de calentamiento de desbastes planos se restringe hasta no menos que la temperatura de recalentamiento de desbastes planos mínima calculada basándose en la fórmula numérica anterior y no más de 1.170°C. A

temperaturas de calentamiento de menos de 1.000°C, la eficacia de funcionamiento se deteriora notablemente desde una perspectiva de planificación, y por tanto la temperatura de calentamiento es preferiblemente de 1.000°C o mayor.

5 Además, aunque no hay restricciones particulares sobre el tiempo de calentamiento en la etapa de calentamiento de desbastes planos, con el fin de garantizar que la fusión de los carbonitruros de Nb avanza satisfactoriamente, la temperatura se mantiene preferiblemente durante al menos 30 minutos una vez que se alcanza la temperatura de calentamiento mencionada anteriormente. Sin embargo, esta restricción no se aplica en el caso en el que, tras la colada, el desbaste plano se suministra directamente a la etapa de laminación en caliente al tiempo que se mantiene la alta temperatura.

10 Tras la etapa de calentamiento de desbastes planos, el desbaste plano extraído del horno de calentamiento se somete a desbastado sin ningún retraso particular; de ese modo, comienza una etapa de desbastado para obtener una viga de chapa. Esta etapa de desbastado se realiza y se completa a una temperatura de no menos de 1.080°C y no más de 1.150°C por los motivos anteriormente explicados de manera resumida. Concretamente, si la temperatura de acabado de desbastado es menor de 1.080°C, entonces la resistencia a la deformación en caliente durante el desbastado aumenta, y aumenta la probabilidad de impedimentos para realizar el desbastado. Mientras tanto, si la temperatura excede 1.150°C, entonces la cascarilla secundaria generada durante el desbastado crece demasiado rápido, y la eliminación de la cascarilla en las etapas de descascarillado y laminación de acabado posteriores se vuelve problemática.

20 En el caso de las vigas de chapa obtenidas tras la finalización del desbastado, cada una de estas vigas de chapa puede unirse entre la etapa de desbastado y la etapa de laminación de acabado, de modo que puede realizarse entonces una laminación sin fin en la que la etapa de laminación de acabado se realiza de una manera continua. En tal caso, las vigas de chapa pueden enrollarse temporalmente en una bobina, y si es necesario almacenarse dentro de una cubierta que tiene una función de retención de la temperatura, y luego las vigas de chapa pueden desenrollarse y unirse.

25 Además, durante la etapa de laminación en caliente, puede ser deseable algunas veces que se supriman hasta bajos niveles las variaciones en la temperatura de la viga de chapa en la dirección de laminación, en la dirección de anchura de la plancha y en la dirección de grosor de la plancha. En tales casos, si se requiere, la viga de chapa puede calentarse mediante un aparato de calentamiento que puede controlar tales fluctuaciones de temperatura en la dirección de laminación, en la dirección de anchura de la plancha y en la dirección de grosor de la plancha de la viga de chapa, o bien en una ubicación entre el aparato de desbastado de la etapa de desbastado y el aparato de laminación de acabado de la etapa de laminación de acabado, o bien una ubicación entre cada una de las cajas empleadas dentro de la etapa de laminación de acabado. Los ejemplos del sistema usado para este aparato de calentamiento incluyen todas las formas de sistemas de calentamiento incluyendo calentamiento con gas, calentamiento eléctrico y calentamiento por inducción, y puede emplearse cualquier sistema de calentamiento convencional, siempre que pueda controlar las fluctuaciones de temperatura en la dirección de laminación, en la dirección de anchura de la plancha y en la dirección de grosor de la plancha de la viga de chapa.

30 Como sistema de aparato de calentamiento, se prefiere un sistema de calentamiento por inducción ya que proporciona una respuesta de control de la temperatura favorable en un entorno industrial. Y entre los diversos sistemas de calentamiento por inducción, la instalación de una pluralidad de dispositivos de calentamiento por inducción transversales que pueden desplazarse en la dirección de anchura de la plancha es particularmente deseable, ya que permite que la distribución de temperatura en la dirección de anchura de la plancha se controle arbitrariamente según la anchura de la plancha. Además, como sistema de aparato de calentamiento, un aparato que incluye una combinación de un dispositivo de calentamiento por inducción transversal y un dispositivo de calentamiento por inducción de solenoide que sobresale en calentamiento a través de toda la anchura de la plancha es la opción más preferida.

40 En los casos en los que el control de la temperatura se realiza usando estos tipos de aparato, puede ser necesario controlar la cantidad de calor aplicada por el aparato de calentamiento en algunos casos. En tales casos, debido a que la temperatura interior de la viga de chapa no puede medirse directamente, se usan preferiblemente datos reales medidos anteriormente tales como la temperatura del desbaste plano de entrada, el tiempo de residencia del desbaste plano en el horno, la temperatura atmosférica del horno de calentamiento, la temperatura de extracción del horno de calentamiento y el tiempo de transporte de la mesa de rodillos para estimar las distribuciones de temperatura en la dirección de laminación, en la dirección de anchura de la plancha y en la dirección de grosor de la plancha de la viga de chapa cuando la viga de chapa llega al aparato de calentamiento, y entonces la cantidad de calor aplicada por el aparato de calentamiento se controla preferiblemente según estas estimaciones.

55 La cantidad de calor aplicada por un aparato de calentamiento por inducción puede controlarse, por ejemplo, de la manera descrita a continuación. Una característica de un aparato de calentamiento por inducción (un aparato de calentamiento por inducción transversal) es que cuando se suministra una corriente alterna a la bobina, se genera un campo magnético en la misma. Cuando se sitúa un conductor dentro de este campo magnético, un efecto de inducción electromagnética provoca que se produzcan corrientes parásitas que tienen la orientación opuesta a la corriente de la bobina dentro del conductor en una dirección circunferencial ortogonal al flujo magnético, y el calor de

60

Joule resultante provoca el calentamiento del conductor. Estas corrientes parásitas tienen una fuerza máxima en la superficie interior de la bobina, y disminuyen exponencialmente en la dirección hacia dentro (este fenómeno se denomina el “efecto superficial”). Por consiguiente, se sabe que a medida que la frecuencia se reduce, la profundidad de penetración de la corriente aumenta; de ese modo, se obtiene un patrón de calentamiento más uniforme en la dirección del grosor. Mientras que en cambio, a medida que aumenta la frecuencia, la profundidad de penetración de la corriente disminuye; de ese modo se obtiene un patrón de calentamiento que presenta un sobrecalentamiento mínimo y un pico en la superficie en la dirección del grosor. En consecuencia, usando un aparato de calentamiento por inducción transversal, el calentamiento en la dirección de laminación y en la dirección de anchura de la plancha de la viga de chapa puede realizarse de una manera convencional. Además, en cuanto al calentamiento en la dirección de grosor de la plancha, cuando se altera la frecuencia del aparato de calentamiento por inducción transversal para variar la profundidad de penetración, el patrón de temperatura de calentamiento en la dirección de grosor de la plancha puede controlarse; de ese modo, la distribución de temperatura a través del grosor de la plancha puede hacerse más uniforme. En este caso, el uso de un aparato de calentamiento por inducción de frecuencia variable es preferible; sin embargo, la frecuencia también puede alterarse usando un condensador. Además, el control de la cantidad de calor suministrada por el aparato de calentamiento por inducción también puede lograrse colocando una pluralidad de inductores que tienen diferentes frecuencias, y luego ajustando la cantidad de calor aplicada por cada inductor para lograr el patrón de calentamiento deseado a través de la dirección del grosor. Además, debido a que la alteración del espacio de aire con el material que está calentándose provoca una fluctuación en la frecuencia, la cantidad de calor suministrada por el aparato de calentamiento por inducción también puede controlarse alterando el espacio de aire para lograr la frecuencia deseada y por tanto el patrón de calentamiento deseado.

Además, si es necesario, la viga de chapa obtenida puede someterse a descascarillado usando agua a alta presión entre la etapa de desbastado y la etapa de laminación de acabado, con el fin de eliminar cualquier defecto provocado por la cascarilla tal como cascarilla roja. En este caso, la presión de impacto P (MPa) del agua a alta presión sobre la superficie de la viga de chapa y la velocidad de flujo L (litros/cm<sup>2</sup>) del agua a alta presión cumple preferiblemente la condición mostrada a continuación.

$$P \times L \geq 0,0025$$

En este caso, P se define tal como sigue (véase “Iron and Steel”, 1991, vol. 77, n.º 9, página 1450).

$$P = 5,64 \times P_0 \times V/H^2$$

en la que

$P_0$  (MPa): presión del líquido

V (litros/min): velocidad de flujo de la boquilla

H (cm): distancia entre la superficie de la chapa de acero y la boquilla

Además, la velocidad de flujo L se define tal como sigue.

$$L = V/(W \times v)$$

en la que

V (litros/min): velocidad de flujo de la boquilla

W (cm): anchura a través de la cual el líquido pulverizado de una única boquilla entra en contacto con la superficie de la chapa de acero.

v (cm/min): velocidad de roscado

Es necesario que el límite superior para el valor de presión de impacto P x velocidad de flujo L no esté restringido con el fin de lograr los efectos de la presente invención, pero debido a que tienden a surgir diversas desventajas tales como aumento de la abrasión de la boquilla cuando la velocidad de flujo de la boquilla aumenta demasiado, el valor de P x L es preferiblemente de no más de 0,02.

Además, la altura máxima Ry de la rugosidad sobre la superficie de la chapa de acero tras la laminación de acabado es preferiblemente de no más de 15 µm (15 µm de Ry, l 2,5 mm, ln 12,5 mm). Esto se debe, tal como se describe, por ejemplo, en la página 84 del Metal Material Fatigue Design Handbook, editado por la Society of Materials Science, Japón, a que la resistencia a la fatiga de la chapa de acero laminada en caliente o decapada se correlaciona claramente con la altura máxima Ry de la superficie de la chapa de acero. Con el fin de lograr este nivel de rugosidad de superficie, es deseable que el agua a alta presión pulverizada sobre la superficie de la chapa de acero en el procedimiento de descascarillado cumpla la condición de presión de impacto P x velocidad de flujo L ≥ 0,003. Además, con el fin de impedir que se vuelva a formar cascarilla sobre la chapa de acero tras el descascarillado, la laminación de acabado posterior comienza preferiblemente en el plazo de 5 segundos tras

completarse el descascarillado.

La etapa de laminación de acabado comienza tras la finalización de la etapa de desbastado. El tiempo entre la finalización del desbastado y el comienzo de la laminación de acabado es preferiblemente de no menos de 30 segundos y no más de 150 segundos.

5 Si este tiempo es menor de 30 segundos, entonces la temperatura de inicio de la laminación de acabado de menos de 1.080°C no puede lograrse a menos que se emplee un dispositivo de enfriamiento especial. De ese modo, se generan sopladuras que pueden actuar como el origen de defectos de escamas de pescado o escamas con forma de husillo entre las cascarillas de superficie sobre el hierro de base de la chapa de acero o bien antes de la laminación de acabado o bien durante el periodo intermedio, y la formación de estos defectos de escamas se vuelve más probable.

10 Si el tiempo excede 150 segundos, entonces precipitan Ti y Nb como carburos de TiC y NbC gruesos dentro de la austenita en la viga de chapa.

15 Como resultado de esta precipitación de TiC y NbC gruesos, la cantidad absoluta de C en disolución sólida tiende a ser insuficiente dentro de una bobina caliente que representa una posible configuración para el producto de acero laminado en caliente final, y por tanto, la densidad de límites de grano de C en disolución sólida disminuye hasta menos de 1 átomo/nm<sup>2</sup>; de ese modo, la probabilidad de “desconchado” aumenta.

20 Además, Ti y Nb son elementos que precipitan de manera fina dentro de la ferrita o bien durante el enfriamiento posterior o bien tras el bobinado, de ese modo Ti y Nb contribuyen a la resistencia del acero mediante fortalecimiento de la precipitación. En consecuencia, si Ti y Nb precipitan como carburos en esta fase, y las cantidades de Ti en disolución sólida y Nb en disolución sólida se reducen, entonces no pueden esperarse mejoras en la resistencia de la chapa de acero laminada en caliente.

Por consiguiente, el tiempo entre la finalización del desbastado y el inicio de la laminación de acabado se fija a no menos de 30 segundos y no más de 150 segundos, y es preferiblemente de no más de 90 segundos.

25 En la etapa de laminación de acabado, si la temperatura de inicio de la laminación de acabado es de 1.080°C o superior, entonces se generan sopladuras que pueden actuar como el origen de defectos de escamas de pescado o de escamas con forma de husillo entre las cascarillas de superficie sobre el hierro de base de la chapa de acero o bien antes de la laminación de acabado o bien durante el periodo intermedio, y por tanto, la formación de estos defectos de escamas se vuelve más probable. En cambio, si la temperatura de inicio de la laminación de acabado es menor de 1.000°C, entonces la temperatura de laminación aplicada a la viga de chapa que es un objeto que va a laminarse tiende a disminuir con cada canal de laminación de acabado. En este intervalo de temperatura, a medida que el límite de disolución sólida para Nb y Ti disminuye, aumenta la probabilidad de que precipiten TiC y NbC gruesos dentro de la austenita durante la laminación de acabado. Como resultado de esta precipitación de TiC y NbC gruesos, la cantidad absoluta de C en disolución sólida tiende a ser insuficiente dentro de una bobina caliente que representa una posible configuración para el producto de acero laminado en caliente final, y por tanto, la densidad de límites de grano de C en disolución sólida disminuye hasta menos de 1 átomo/nm<sup>2</sup>; de ese modo, la probabilidad de “desconchado” aumenta.

35 Si las cantidades de Nb en disolución sólida y Ti en disolución sólida disminuyen durante la etapa de laminación de acabado de la manera descrita anteriormente, entonces, por los motivos descritos anteriormente, no puede esperarse un aumento en la resistencia de la chapa de acero, y la chapa de acero se vuelve susceptible al “desconchado”. Por consiguiente, la temperatura de inicio de la laminación de acabado se fija dentro de un intervalo de no menos de 1.000°C pero menos de 1.080°C.

45 Además, en la etapa de laminación de acabado, si la razón de reducción en el canal final es menor del 3%, entonces la forma de rosca tiende a deteriorarse, y puede tener efectos adversos sobre la forma de la bobina enrollada cuando se forma una bobina caliente, y la precisión del grosor de chapa del producto final. Por otro lado, si la razón de reducción en el canal final excede el 15%, entonces se introduce una distorsión excesiva; de ese modo, la densidad de dislocación dentro del interior de la chapa de acero laminada en caliente aumenta más de lo necesario. Tras la finalización de la laminación de acabado, puesto que las regiones que tienen una alta densidad de dislocación tienen una alta energía de distorsión, las regiones se transforman fácilmente en estructuras de ferrita. La ferrita formada mediante este tipo de transformación precipita al tiempo que una pequeña cantidad de carbono se solubiliza en sólido, y por tanto el carbono contenido dentro de la fase principal tiende a concentrarse fácilmente en las superficies de contacto entre austenita y ferrita. De ese modo, la densidad de límites de grano de C en disolución sólida en los límites de grano aumenta, y también es más probable que precipiten carburos de Nb y Ti gruesos en las superficies de contacto.

50 Si las cantidades de Nb en disolución sólida y Ti en disolución sólida se reducen durante la etapa de laminación de acabado de esta manera, entonces, por los motivos descritos anteriormente, no puede esperarse un aumento en la resistencia de la chapa de acero, y la chapa de acero se vuelve susceptible al “desconchado”.

Por consiguiente, la razón de reducción en el canal final en la etapa de laminación de acabado se restringe hasta un

valor de no menos del 3% y no más del 15%.

Además, en aquellos casos en los que la temperatura de finalización de la laminación de acabado es menor que la temperatura de punto de transformación  $Ar_3$ , precipita ferrita o bien antes de la laminación o bien durante la laminación. La ferrita precipitada se somete a laminación y retiene su estructura trabajada tras la laminación, y por tanto, se produce una disminución en la ductilidad y un deterioro en la conformabilidad de la chapa de acero obtenida tras la laminación. En cambio, si la temperatura de finalización de la laminación de acabado excede  $950^{\circ}C$ , entonces crecen granos  $\gamma$ , y se engrosan en el periodo entre la finalización de la laminación y el inicio del enfriamiento; de ese modo, la densidad de límites de grano de C en disolución sólida aumenta, y las regiones en las que puede precipitar ferrita con el fin de lograr una ductilidad favorable también se reducen. Como resultado, existe la posibilidad de que se deteriore la ductilidad. Por consiguiente, la temperatura de finalización de la laminación de acabado en la etapa de laminación de acabado no es menor que la temperatura de punto de transformación  $Ar_3$  y es de no más de  $950^{\circ}C$ . Además, por los mismos motivos, con el fin de impedir un aumento en la densidad de límites de grano de C en disolución sólida en los límites de grano, el tiempo entre la finalización de la laminación de acabado y el inicio del enfriamiento es preferiblemente de no más de 10 segundos.

Aunque no hay restricciones particulares sobre la velocidad de laminación en la presente invención, si la velocidad de laminación en la caja de laminación final es menor de 400 mpm, entonces los granos  $\gamma$  crecen y se engrosan; de ese modo, la densidad de límites de grano de C en disolución sólida aumenta, y las regiones en las que puede precipitar ferrita con el fin de lograr una ductilidad favorable también se reducen. Como resultado, existe la posibilidad de que la ductilidad se deteriore. Además, aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin especificar ningún límite superior particular para la velocidad de laminación, es realista desde el punto de vista de las limitaciones del equipo que la velocidad de laminación sea normalmente de no más de 1.800 mpm. Por consiguiente, la velocidad de laminación durante laminación de acabado se fija preferiblemente según se desee dentro de un intervalo de desde no menos de 400 mpm hasta no más de 1.800 mpm.

Tras la finalización de la etapa de laminación de acabado, se realiza una etapa de enfriamiento en la que, por los motivos explicados de manera resumida anteriormente, la chapa de acero obtenida se enfría desde la temperatura de finalización de la laminación de acabado hasta una temperatura de inicio del bobinado para el inicio de la etapa de bobinado descrita a continuación a una velocidad de enfriamiento que excede  $15^{\circ}C/s$ . Concretamente, durante el enfriamiento realizado entre la finalización de la etapa de laminación de acabado y el inicio de la etapa de bobinado, se produce competición entre generaciones de nucleaciones de precipitado de cementita, TiC, NbC y similares. Si la velocidad de enfriamiento no es mayor de  $15^{\circ}C/s$ , entonces prevalece la generación de la nucleación de precipitado de cementita, y tienden a crecer granos de cementita que exceden  $1\ \mu m$  en los límites de grano durante la etapa de enfriamiento posterior; de ese modo, se produce un deterioro en la expansibilidad de orificios. Además, existe el riesgo de que este crecimiento de cementita pueda inhibir la precipitación fina de carburos tales como TiC y NbC; de ese modo, se produce un deterioro en la resistencia. Además, incluso en el caso en el que, tal como se describe a continuación, la temperatura de bobinado no es mayor de  $650^{\circ}C$ , o es incluso  $550^{\circ}C$  o inferior, si la velocidad de enfriamiento es de  $15^{\circ}C/s$  o inferior, entonces se promueve el crecimiento de cementita, y existe la posibilidad de que la densidad de límites de grano de C en disolución sólida y/o B en disolución sólida pueda descender hasta menos de  $1\ \text{átomo}/nm^2$ ; de ese modo, puede producirse agrietamiento superficial por fractura. Como resultado, el límite inferior para la velocidad de enfriamiento se especifica que es superior a  $15^{\circ}C/s$ . Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin especificar ningún límite superior particular para la velocidad de enfriamiento durante la etapa de enfriamiento, si se presta consideración al torcimiento de la chapa provocado por distorsión térmica, entonces se prefiere una velocidad de enfriamiento de no más de  $300^{\circ}C/s$ .

Además, en la etapa de enfriamiento, con el fin de lograr una conformabilidad de bridas por estirado superior y una conformabilidad por desbarbado superior, es preferible que la microestructura incluya una estructura de transformación por enfriamiento continuo (Zw), y una velocidad de enfriamiento que excede  $15^{\circ}C/s$  es adecuada para obtener este tipo de microestructura.

En otras palabras, una velocidad de enfriamiento que excede  $15^{\circ}C/s$  pero no es mayor de aproximadamente  $50^{\circ}C/s$  representa el intervalo durante el que puede lograrse una fabricación estable, y tal como resulta evidente en los ejemplos, una velocidad de enfriamiento de no más de  $20^{\circ}C/s$  permite incluso una fabricación más estable.

Además, en una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción del orden de 540 MPa, con el fin de obtener una estructura de transformación por enfriamiento continuo, la velocidad de enfriamiento debe aumentarse ligeramente. Para una chapa de acero de 540 MPa, el límite inferior para la velocidad de enfriamiento es más preferiblemente de  $30^{\circ}C/s$ .

En aquellos casos en los que la microestructura se forma para incluir una estructura de transformación por enfriamiento continuo (Zw), con el fin de lograr una mejora en la ductilidad sin provocar ningún deterioro significativo en las propiedades de desbarbado, puede incorporarse ferrita poligonal dentro de la microestructura a una fracción en volumen de no más del 20% si se requiere. En tal caso, durante la etapa de enfriamiento realizada entre la finalización de la etapa de laminación de acabado y el inicio de la etapa de bobinado, la chapa de acero puede mantenerse durante de 1 a 20 segundos dentro de una región de temperatura de desde la temperatura de punto de transformación  $Ar_3$  hasta la temperatura de punto de transformación  $Ar_1$  (concretamente, región de dos fases de

ferrita y austenita). Este tiempo de mantenimiento se aplica para promover transformación de ferrita dentro de la región de dos fases, pero si el tiempo de mantenimiento es más corto de 1 segundo, entonces la transformación de ferrita dentro de la región de dos fases es inadecuada; de ese modo, no puede lograrse una ductilidad satisfactoria. En cambio, si el tiempo de mantenimiento excede 20 segundos, entonces el tamaño de los precipitados que incluyen Ti y/o Nb tiende a engrosarse; de ese modo, existe el riesgo de que la contribución que hace el fortalecimiento de la precipitación a la resistencia del acero pueda deteriorarse significativamente. Por estos motivos, el tiempo de mantenimiento que se fija preferiblemente según se desee dentro de un intervalo de desde no menos de 1 segundo hasta no más de 20 segundos con el propósito de garantizar que se incorpora ferrita poligonal dentro de la estructura de transformación por enfriamiento continuo durante la etapa de enfriamiento. Además, el intervalo de temperatura al que se realiza este tiempo de mantenimiento de 1 a 20 segundos es preferiblemente no menor que la temperatura de punto de transformación  $Ar_1$  y no mayor de 860°C con el fin de promover más fácilmente la transformación de ferrita. Además, con el fin de limitar el efecto adverso sobre la productividad, el tiempo de mantenimiento está más preferiblemente dentro de un intervalo de desde 1 hasta 10 segundos. Además, con el fin de satisfacer estas condiciones, es necesario que el intervalo de temperatura anterior se alcance rápidamente enfriando la chapa de acero a una velocidad de enfriamiento de al menos 20°C/s tras la finalización de la laminación de acabado. Aunque no hay restricciones particulares sobre el límite superior para la velocidad de enfriamiento, las capacidades del equipo de enfriamiento requieren una velocidad de enfriamiento de no más de 300°C/s. Además, si esta velocidad de enfriamiento es demasiado alta, entonces hay una probabilidad aumentada de que la temperatura final de enfriamiento no pueda controlarse, de modo que se produce sobreenfriamiento rebasando la temperatura una temperatura menor que la temperatura de punto de transformación  $Ar_1$ , y en este caso, se pierde cualquier efecto de mejora de la ductilidad. Por tanto, la velocidad de enfriamiento se restringe preferiblemente hasta no más de 150°C/s.

En el caso de la composición de la chapa de acero de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción del orden de 540 MPa, el límite inferior para la velocidad de enfriamiento es preferiblemente de 20°C/s con el fin de lograr una estructura de transformación por enfriamiento continuo.

En el caso de la composición de la chapa de acero de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción del orden de 780 MPa, el límite inferior para la velocidad de enfriamiento es preferiblemente mayor de 15°C/s con el fin de lograr una estructura de transformación por enfriamiento continuo.

La temperatura de punto de transformación  $Ar_3$  puede representarse fácilmente mediante una relación con los componentes del acero mediante la fórmula aritmética mostrada a continuación. En otras palabras, si el contenido en Si (%) se representa mediante [Si], el contenido en Cr (%) se representa mediante [Cr], el contenido en Cu (%) se representa mediante [Cu], el contenido en Mo (%) se representa mediante [Mo] y el contenido en Ni se representa mediante [Ni], entonces la temperatura de punto de transformación  $Ar_3$  se define mediante la fórmula numérica (D) a continuación.

$$Ar_3 = 910 - 310[C] + 25[Si] - 80[Mneq] \quad (D)$$

En los casos en los que no se añade B, [Mneq] se representa mediante la fórmula numérica (E) mostrada a continuación.

$$[Mneq] = [Mn] + [Cr] + [Cu] + [Mo] + [Ni]/2 + 10([Nb] - 0,02) \quad (E)$$

En los casos en los que se añade B, [Mneq] se representa mediante la fórmula numérica (F) mostrada a continuación.

$$[Mneq] = [Mn] + [Cr] + [Cu] + [Mo] + [Ni]/2 + 10([Nb] - 0,02) + 1 \quad (F)$$

Además, el punto de transformación  $Ar_1$  describe la temperatura, durante el enfriamiento, cuando la fase de austenita se elimina y la transformación  $\gamma \rightarrow \alpha$  es completa, pero debido a que  $Ar_1$  no tiene una fórmula aritmética sencilla tal como la mostrada anteriormente para  $Ar_3$ , se emplea normalmente un valor que se mide usando pruebas de ciclo de calor o similares.

En la etapa de bobinado, si la temperatura de bobinado es menor de 450°C, entonces el tamaño de grano de la cementita precipitada en los límites de grano tiende a engrosarse y exceder 1  $\mu\text{m}$ ; de ese modo, se produce un deterioro en la expansibilidad de orificios. En cambio, si la temperatura de bobinado excede 650°C, entonces la densidad de límites de grano de C en disolución sólida y/o B en disolución sólida desciende hasta menos de 1 átomo/nm<sup>2</sup>; de ese modo, se produce agrietamiento superficial por fractura. Por consiguiente, la temperatura de bobinado durante la etapa de bobinado se restringe hasta no menos de 450°C y no más de 650°C. En los casos en los que no se añade B, si la temperatura de bobinado excede 550°C, entonces la densidad de segregación de límite de grano de C en disolución sólida tiende a disminuir hasta menos de 1 átomo/nm<sup>2</sup>; de ese modo, se produce agrietamiento superficial por fractura. Por consiguiente, en los casos en los que no se añade B, la temperatura de bobinado durante la etapa de bobinado se restringe hasta no menos de 450°C y no más de 550°C.

En la presente invención, la densidad de límites de grano de C en disolución sólida debe controlarse de manera precisa.

Por consiguiente, se regulan los factores enumerados a continuación para permitir que la densidad de límites de grano final de C en disolución sólida se altere según se requiera.

- 1) Componentes químicos del desbaste plano
- 2) Temperatura de calentamiento
- 5 3) Tiempo transcurrido desde el desbastado hasta la laminación de acabado
- 4) Temperatura de inicio de la laminación de acabado
- 5) Razón de reducción final de la laminación de acabado
- 6) Tiempo de mantenimiento antes del inicio del enfriamiento
- 7) Velocidad de enfriamiento
- 10 8) Temperatura de bobinado

Con el fin de corregir la forma de la chapa de acero y mejorar la ductilidad introduciendo dislocaciones móviles, se realiza preferiblemente laminación de enderezado con una razón de reducción de no menos del 0,1% y no más del 2% tras la finalización de todas las etapas de fabricación. Además, si se requiere, también puede realizarse decapado tras la finalización de todas las etapas de fabricación con el fin de eliminar la cascarilla adherida a la superficie de la chapa de acero laminada en caliente obtenida. Además, tras la finalización del decapado, la chapa de acero laminada en caliente resultante puede someterse a o bien laminación de enderezado a una razón de reducción de no más del 10% o bien laminación en frío a una razón de reducción de hasta aproximadamente el 40%, que puede realizarse o bien en línea o bien fuera de línea.

Además, la chapa de acero laminada en caliente según la presente invención puede someterse a tratamiento térmico en una línea de recubrimiento electrolítico por baño en caliente, o bien tras la colada, tras la laminación en caliente o bien tras el enfriamiento, y la chapa de acero laminada en caliente puede someterse también a un tratamiento de superficie diferenciado. Al realizar el recubrimiento electrolítico en una línea de recubrimiento electrolítico por baño en caliente, la resistencia a la corrosión de la chapa de acero laminada en caliente puede mejorarse.

En los casos en los que la chapa de acero laminada en caliente se somete a galvanización tras decapado, la chapa de acero puede sumergirse en el baño de galvanización y luego someterse a tratamiento de aleación si se requiere. Realizar un tratamiento de aleación no sólo mejora la resistencia a la corrosión de la chapa de acero laminada en caliente, sino que también mejora la resistencia de soldadura para todas las formas de técnicas de soldadura incluyendo soldadura por puntos.

### 30 Ejemplos

La presente invención se describe en detalle adicional a continuación basándose en una serie de ejemplos.

Se fundieron cada uno de los desbastes planos de acero a a m que contenían los componentes químicos mostrados en la tabla 3 en un horno convertidor, y tras la colada continua, o bien se alimentaron directamente al desbastado o bien se recalentaron y luego se sometieron a desbastado. Luego se sometieron a laminación de acabado para reducir el grosor de la chapa hasta de 2,0 a 3,6 mm. Tras enfriar sobre una mesa de escape de metal fundido, se bobinó cada chapa de acero para finalizar la preparación de una chapa de acero laminada en caliente. Más específicamente, se prepararon las chapas de acero laminadas en caliente según las condiciones de fabricación mostradas en las tablas 4 a 7. Las composiciones químicas mostradas en las tablas se registran todas como valores de % en masa. Además, el resto del acero excluyendo los componentes mostrados en la tabla 3 se compone de Fe e impurezas inevitables. Además, los valores subrayados en la tabla 3 y las tablas 4 a 7 representan valores fuera de los intervalos especificados por la presente invención.

Tabla 3

	Acero	Composición química (unidades: % en masa)										[Nb]x[C]	1*	2*
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	Otro (% en masa)			
Ejemplo de la invención	a	0,043	0,064	1,21	0,012	0,004	0,037	0,0038	0,046	0,036		0,00198	0,0281	0,164
Ejemplo de la invención	b	0,041	0,071	1,14	0,009	0,003	0,040	0,0035	0,043	0,036	B: 0,0008	0,00176	0,0265	0,187
Ejemplo de la invención	c	0,038	0,040	0,94	0,010	0,002	0,029	0,0041	0,031	0,124	B: 0,0022, Ca: 0,0015	0,00118	0,0030	0,117
Ejemplo de la invención	d	0,035	0,033	0,56	0,011	0,002	0,022	0,0028	0,015	0,138	Cu: 0,9, Ni: 0,5	0,00053	- 0,0014	0,100
Ejemplo de la invención	e	0,040	0,089	1,18	0,009	0,004	0,037	0,0030	0,036	0,041	V: 0,15	0,00144	0,0251	0,242
Ejemplo de la invención	f	0,039	0,055	1,16	0,008	0,003	0,033	0,0035	0,037	0,042	Cr: 0,11	0,00144	0,0237	0,141
Ejemplo de la invención	g	0,042	0,060	1,10	0,010	0,003	0,029	0,0033	0,034	0,039	Mo: 0,06, REM: 0,0008	0,00143	0,0279	0,152
Ejemplo comparativo	h	0,082	<u>0,006</u>	1,55	0,009	0,004	0,016	0,0031	0,043	--		0,00353	0,0820	- 0,064
Ejemplo comparativo	l	0,080	<u>0,290</u>	1,50	0,010	0,008	0,033	0,0040	0,046	--		0,00368	0,0741	0,796
Ejemplo comparativo	j	<u>0,181</u>	0,031	1,38	0,014	0,007	0,033	0,0042	<u>0,001</u>	--		0,00018	0,1809	- 0,088
Ejemplo comparativo	k	<u>0,002</u>	0,022	0,11	0,008	0,002	0,048	0,0030	0,021	0,034	B: 0,0005	0,00004	- 0,0092	0,075
Ejemplo comparativo	l	0,071	<u>0,210</u>	1,63	0,007	0,002	0,030	0,0039	0,064	0,013	Mo: 0,09, Cr: 0,2	<u>0,00454</u>	0,0595	0,571
Ejemplo comparativo	m	0,039	<u>0,940</u>	1,33	0,011	0,005	0,034	0,0039	0,029	0,119		0,00113	0,0055	2,814
Ejemplo de la invención	n	0,041	0,078	2,43	0,009	0,008	0,033	0,0041	0,041	0,068		0,0017	0,0187	0,215
Ejemplo de la invención	o	0,050	0,031	2,07	0,010	0,004	0,016	0,0035	0,047	0,156		0,0024	0,0049	0,088

Tabla 4

	Acero n.º	Factores metalúrgicos			Condiciones de fabricación						
		Componente	Temperatura de disolución (°C)	Temperatura de punto de transformación A <sub>r3</sub> (°C)	Temperatura de calentamiento (°C)	Tiempo de mantenimiento (min)	Temperatura final de desbastado (°C)	Tiempo intermedio de desbastado/final (s)	Calentamiento de la viga de chapa	Presión de descascarillado (L/cm <sup>2</sup> )	Temperatura de inicio de la laminación de acabado (°C)
Ejemplo de la invención	1	a	1071	781	1150	30	1110	90	No	0,0030	1060
Ejemplo de la invención	2	a	1071	781	1150	30	1110	90	No	0,0030	1060
Ejemplo comparativo	3	a	1071	781	<u>1230</u>	30	<u>1180</u>	120	No	0,0030	<u>1100</u>
Ejemplo comparativo	4	a	1071	781	<u>1050</u>	30	<u>1010</u>	60	Sí	--	1040
Ejemplo comparativo	5	a	1071	781	1150	30	<u>1050</u>	60	No	0,0030	<u>980</u>
Ejemplo de la invención	6	a	1071	781	1150	30	1110	90	No	--	1070
Ejemplo comparativo	7	a	1071	781	1150	30	1110	<u>210</u>	Sí	--	1030
Ejemplo comparativo	8	a	1071	781	1150	30	1080	150	No	0,0030	<u>990</u>
Ejemplo comparativo	9	a	1071	781	1150	30	1110	90	No	0,0030	1060
Ejemplo comparativo	10	a	1071	781	1150	30	1110	60	Sí	--	1080
Ejemplo comparativo	11	a	1071	781	1150	30	1080	120	No	0,0030	1000
Ejemplo comparativo	12	a	1071	781	1150	30	1110	90	No	0,0030	1060
Ejemplo comparativo	13	a	1071	781	1150	30	1110	90	No	0,0030	1060
Ejemplo comparativo	14	a	1071	781	1150	30	1110	90	No	0,0030	1060
Ejemplo de la invención	15	b	1057	709	1160	60	1130	120	No	0,0026	1070
Ejemplo comparativo	16	b	1057	709	1160	60	1130	120	No	0,0026	1070
Ejemplo de la invención	17	b	1057	709	1160	10	1120	120	No	0,0026	1060
Ejemplo de la invención	18	b	1057	709	1160	60	1130	120	No	0,0026	1070
Ejemplo de la invención	19	b	1057	709	1160	60	1130	120	No	0,0026	1070
Ejemplo de la invención	20	c	1012	735	1160	60	1130	60	Sí	0,0030	1070

Tabla 5

	Acero n.º	Factores metalúrgicos			Condiciones de fabricación						
		Componente	Temperatura de disolución (°C)	Temperatura de punto de transformación Ar <sub>3</sub> (°C)	Temperatura de calentamiento (°C)	Tiempo de mantenimiento (min)	Temperatura final de desbastado (°C)	Tiempo intermedio de desbastado/final (s)	Calentamiento de la viga de chapa	Presión de descascarillado (L/cm <sup>2</sup> )	Temperatura de inicio de la laminación de acabado (°C)
Ejemplo de la invención	21	d	931	767	1160	60	1130	60	Sí	0,0030	1070
Ejemplo de la invención	22	e	1034	793	1160	60	1130	60	Sí	0,0030	1070
Ejemplo de la invención	23	f	1035	784	1160	60	1130	60	Sí	0,0030	1070
Ejemplo de la invención	24	g	1033	794	1160	60	1130	60	Sí	0,0030	1070
Ejemplo comparativo	25	h	1142	742	1170	30	1130	60	No	0,0030	1080
Ejemplo comparativo	26	i	1148	752	1170	30	1130	90	No	--	1070
Ejemplo comparativo	27	j	838	759	1170	30	1130	60	No	--	1070
Ejemplo comparativo	28	k	732	820	1170	30	1130	60	Sí	--	1080
Ejemplo comparativo	29	l	<u>1176</u>	708	1170	30	1130	120	No	--	1000
Ejemplo comparativo	30	m	1008	808	<u>1230</u>	60	1130	60	Sí	--	1080
Ejemplo de la invención	31	n	1046	722	1160	60	1120	75	No	--	1050
Ejemplo de la invención	32	o	1091	729	1160	60	1120	75	No	--	1050
Ejemplo de la invención	33	g	1033	794	1160	60	1120	75	No	--	1050
Ejemplo de la invención	34	a	1071	781	1160	60	1120	75	No	--	1050
Ejemplo comparativo	35	a	1071	781	1160	60	1120	75	No	--	1050
Ejemplo comparativo	36	c	1012	735	1160	60	1120	75	No	--	1050
Ejemplo de la invención	37	b	1012	735	1160	60	1120	75	No	--	1050

Tabla 6

	Acero n.º	Condiciones de fabricación										
		Razón de reducción de canal final de la laminación de acabado (%)	Temperatura de finalización de la laminación de acabado (°C)	Tiempo hasta el inicio del enfriamiento (s)	Velocidad de salida de la laminación de acabado (m/mn)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de mantenimiento (°C)	Tiempo de mantenimiento (s)	Temperatura de bobinado (°C)	Decapado	Inmersión en baño de recubrimiento electrofítico	Tratamiento de aleación
Ejemplo de la invención	1	12,8	890	1,1	750	30	--	--	500	Sí	Sí	No
Ejemplo de la invención	2	12,8	890	1,1	750	30	620	4,0	510	No	No	No
Ejemplo comparativo	3	12,8	920	1,1	750	30	--	--	520	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	4	12,8	870	1,1	750	30	--	--	500	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	5	12,8	830	1,1	750	30	--	--	500	Sí	No	No
Ejemplo de la invención	6	12,8	910	1,1	750	30	--	--	520	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	7	12,8	860	1,1	750	30	--	--	500	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	8	12,8	840	1,1	750	30	--	--	490	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	9	<u>18,2</u>	900	1,1	750	30	--	--	510	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	10	12,8	<u>980</u>	0,9	950	30	620	4,0	550	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	11	4,5	<u>750</u>	1,8	450	30	--	--	470	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	12	12,8	880	1,4	600	<u>5</u>	--	--	490	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	13	12,8	890	1,1	750	20	--	--	<u>100</u>	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	14	12,8	890	1,1	750	20	--	--	<u>650</u>	Sí	No	No
Ejemplo de la invención	15	7,3	880	1,2	700	18	--	--	600	Sí	Sí	Sí
Ejemplo comparativo	16	7,3	880	1,2	700	18	--	--	<u>700</u>	Sí	No	No
Ejemplo de la invención	17	7,3	870	1,2	700	35	--	--	590	Sí	Sí	Sí
Ejemplo de la invención	18	7,3	880	2,1	380	35	620	4,0	600	Sí	Sí	Sí
Ejemplo de la invención	19	7,3	880	1,2	700	35	710	12,0	550	Sí	Sí	Sí
Ejemplo de la invención	20	12,8	930	0,9	950	20	--	--	600	Sí	Sí	No

Tabla 7

	Acero n.º	Condiciones de fabricación										
		Razón de reducción de canal final de la laminación de acabado (%)	Temperatura de finalización de la laminación de acabado (°C)	Tiempo hasta el inicio del enfriamiento (s)	Velocidad de salida de la laminación de acabado (mpm)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de mantenimiento (°C)	Tiempo de mantenimiento (s)	Temperatura de bobinado (°C)	Decapado	Inmersión en baño de recubrimiento electrofítico	Tratamiento de aleación
Ejemplo de la invención	21	12,8	890	1,0	800	20	--	--	500	Sí	Sí	No
Ejemplo de la invención	22	12,8	890	1,0	800	50	--	--	550	Sí	Sí	No
Ejemplo de la invención	23	12,8	890	1,0	800	50	--	--	550	Sí	Sí	No
Ejemplo de la invención	24	12,8	890	1,0	800	50	--	--	550	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	25	12,8	870	1,0	800	50	--	--	<u>570</u>	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	26	12,8	870	1,0	800	50	--	--	<u>570</u>	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	27	12,8	880	0,9	950	20	--	--	550	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	28	12,8	930	0,7	1200	20	--	--	640	Sí	No	No
Ejemplo comparativo	29	12,8	790	1,0	800	<u>10</u>	--	--	<u>570</u>	No	No	No
Ejemplo comparativo	30	7,3	930	1,0	800	20	620	3,0	500	Sí	No	No
Ejemplo de la invención	31	4,5	940	1,4	600	20	--	--	520	No	No	No
Ejemplo de la invención	32	4,5	940	1,4	600	20	--	--	520	No	No	No
Ejemplo de la invención	33	4,5	910	1,4	600	20	--	--	520	No	No	No
Ejemplo de la invención	34	4,5	910	1,4	600	25	--	--	520	No	No	No
Ejemplo comparativo	35	4,5	910	1,4	600	<u>15</u>	--	--	520	No	No	No
Ejemplo comparativo	36	4,5	940	1,4	600	<u>5</u>	--	--	520	No	No	No
Ejemplo de la invención	37	4,5	940	1,4	600	30	--	--	520	No	No	No

En estas tablas, el término “componente” se refiere al acero correspondiente a ese símbolo particular y que tiene los componentes mostrados en la tabla 3, el término “temperatura de disolución” se refiere a la temperatura de recalentamiento de desbastes planos mínima calculada usando la fórmula numérica (A) y el término “temperatura de punto de transformación Ar<sub>3</sub>” se refiere a la temperatura calculada usando la fórmula numérica (D). Además, la “temperatura de calentamiento” representa la temperatura de calentamiento durante la etapa de calentamiento, el “tiempo de mantenimiento” representa el tiempo de mantenimiento a una temperatura de calentamiento predeterminada durante la etapa de calentamiento, la “temperatura de acabado de desbastado” representa la temperatura cuando se finaliza el desbastado en la etapa de desbastado, el “tiempo intermedio de desbastado/final” describe el tiempo entre la finalización de la etapa de desbastado y el inicio de la etapa de laminación de acabado, el “calentamiento de la viga de chapa” describe si se usa o no un aparato de calentamiento entre la etapa de desbastado y la etapa de laminación de acabado, la “presión de descascarillado” representa la presión de descascarillado aplicada mediante el aparato de descascarillado a presión comparativamente alta proporcionado entre el desbastado y la laminación de acabado, y la “temperatura de inicio de la laminación de acabado” describe la temperatura al inicio de la etapa de laminación de acabado. Además, la “razón de reducción de canal final de la laminación de acabado” describe la razón de reducción durante el canal final en la etapa de laminación de acabado, la “temperatura de finalización de la laminación de acabado” representa la temperatura a la finalización de la etapa de laminación de acabado, el “tiempo hasta el inicio del enfriamiento” describe el tiempo desde la finalización de la etapa de laminación de acabado hasta el inicio del enfriamiento en la etapa de enfriamiento, la “velocidad de salida de la laminación de acabado” representa la velocidad de roscado a la salida de la caja de laminación de acabado final, la “velocidad de enfriamiento” representa la velocidad de enfriamiento promedio desde el inicio de la etapa de enfriamiento en la mesa de escape de metal fundido hasta la etapa de bobinado pero excluyendo el tiempo de mantenimiento, la “temperatura de mantenimiento” describe la temperatura de inicio dentro de una zona de enfriamiento con aire, que se proporciona a mitad de camino a través de la etapa de enfriamiento sobre la mesa de escape de metal fundido y es una zona en la que la chapa de acero no se enfría con agua de enfriamiento, el “tiempo de mantenimiento” describe el tiempo de enfriamiento con aire dentro del intervalo de temperatura de mantenimiento, la “temperatura de bobinado” describe la temperatura durante el bobinado de la chapa de acero con una bobinadora durante la etapa de bobinado, “decapado” se refiere a si se realiza o no un tratamiento de decapado de la chapa de acero laminada en caliente obtenida, “inmersión en baño de recubrimiento electrolítico” se refiere a si se sumerge o no la chapa de acero laminada en caliente obtenida en un baño de recubrimiento electrolítico, y “tratamiento de aleación” describe si se realiza o no un tratamiento de aleación tras la inmersión en el baño de recubrimiento electrolítico.

La “inmersión en baño de recubrimiento electrolítico” enumerada en las tablas 6 y 7 se realizó a una temperatura de baño de Zn de 430 a 460°C. Además, el “tratamiento de aleación” se realizó a una temperatura de aleación de 500 a 600°C.

Las propiedades del material de las chapas de acero así obtenidas se muestran en las tablas 8 y 9. Los métodos usados para evaluar las chapas de acero obtenidas fueron los mismos que los métodos descritos anteriormente. En las tablas, el “tamaño de cementita” describe el tamaño de grano de la cementita precipitada en los límites de grano, la “densidad de límites de grano” describe la densidad de segregación de C en disolución sólida y/o B en disolución sólida en los límites de grano, y la “microestructura” se refiere a la microestructura en un punto 1/4t a través del grosor de la chapa de acero. Además, “PF” representa ferrita poligonal, “P” representa perlita, “B” representa bainita, y “F procesada” representa ferrita que tiene una deformación de procesamiento residual. Además, los resultados de la “prueba de tracción” representan cada uno el resultado de someter a prueba una probeta JIS n.º 5 en la dirección C. En las tablas, “YP” representa el límite de elasticidad, “TS” representa la resistencia a la tracción y “El” representa la elongación. Los resultados de “expansibilidad de orificios” representan cada uno el resultado obtenido a partir de una prueba de expansión de orificios realizada según el método dado a conocer en la norma JFS T 1001-1996. Cada resultado para el “agrietamiento superficial por fractura” muestra si se detectó o no agrietamiento mediante inspección visual, registrándose un resultado de OK en el caso de ausencia de agrietamiento superficial por fractura, y registrándose un resultado de NG si se observó agrietamiento superficial por fractura. Bajo el encabezamiento “forma de superficie”, el término “existencia de defectos de escamas” muestra si se detectaron o no defectos de escamas tales como cascarilla de Si, defectos de escamas de pescado o escamas con forma de husillo mediante observación visual, registrándose un resultado de OK en el caso de ausencia de defectos de escamas, y registrándose un resultado de NG si se observaron defectos de cascarilla de Si. La “Ry de rugosidad de superficie” representa el valor obtenido mediante el método de medición dado a conocer en la norma JIS B 0601-1994. Los valores subrayados en la tabla 6 representan valores fuera de los intervalos especificados por la presente invención.

Tabla 8

	Acero n.º	Microestructura			Propiedades mecánicas					Propiedades de superficie	
					Prueba de tracción			Expansibilidad de orificios			
		Tamaño de cementita (µm)	Densidad de segregación de límites de grano (átomos/nm <sup>2</sup> )	Microestructura	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	λ (%)	Existencia de defectos de escamas	Ry de rugosidad de superficie	
Ejemplo de la invención	1	0,3	2,90	Zw	516	621	27	145	OK	OK	14,3
Ejemplo de la invención	2	0,6	2,80	Zw + PF al 15%	490	616	30	141	OK	OK	13,6
Ejemplo comparativo	3	0,6	2,70	Zw	522	633	26	136	OK	NG	26,1
Ejemplo comparativo	4	0,5	3,00	Zw	431	<u>522</u>	30	151	OK	OK	15,3
Ejemplo comparativo	5	0,8	<u>0,89</u>	Zw	450	<u>538</u>	29	144	NG	OK	11,9
Ejemplo de la invención	6	0,3	2,90	Zw	522	619	26	148	OK	OK	16,1
Ejemplo comparativo	7	0,4	<u>0,50</u>	Zw	444	<u>534</u>	28	133	NG	OK	17,8
Ejemplo comparativo	8	0,7	<u>0,80</u>	Zw	430	<u>528</u>	29	140	NG	OK	11,4
Ejemplo comparativo	9	0,5	<u>0,90</u>	Zw	420	542	29	133	NG	OK	10,8
Ejemplo comparativo	10	0,8	1,80	Zw	552	649	<u>19</u>	118	OK	OK	20,3
Ejemplo comparativo	11	0,9	2,80	F procesada + P	628	684	<u>13</u>	69	OK	OK	14,8
Ejemplo comparativo	12	<u>1,1</u>	<u>0,80</u>	PF + P	490	579	25	74	NG	OK	13,4
Ejemplo comparativo	13	<u>3,0</u>	4,70	Zw	420	566	31	69	OK	OK	12,2
Ejemplo comparativo	14	0,2	<u>0,30</u>	PF + P	495	584	28	147	NG	OK	14,3
Ejemplo de la invención	15	0,8	2,40	Zw	538	630	26	139	OK	OK	13,8
Ejemplo comparativo	16	0,4	<u>0,60</u>	PF + P	500	604	28	142	NG	OK	14,1
Ejemplo de la invención	17	0,8	2,20	Zw	477	569	28	140	OK	OK	14,4
Ejemplo de la invención	18	0,7	2,10	Zw + PF al 5%	533	634	28	129	OK	OK	13,9
Ejemplo de la invención	19	0,6	1,90	PF + P	477	549	29	138	OK	OK	14,2
Ejemplo de la invención	20	0,7	2,70	Zw	680	789	19	94	OK	OK	11,8

Tabla 9

	Acero n.º	Microestructura			Propiedades mecánicas					Propiedades de superficie	
					Prueba de tracción			Expansibilidad de orificios			
		Tamaño de cementita (µm)	Densidad de segregación de límites de grano (átomos/m²)	Microestructura	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	Existencia de defectos de escamas	Ry de rugosidad de superficie	
Ejemplo de la invención	21	0,4	2,61	Zw	651	758	21	108	OK	OK	11,0
Ejemplo de la invención	22	0,3	1,20	Zw	530	623	26	134	OK	OK	13,4
Ejemplo de la invención	23	0,3	1,31	Zw	547	630	26	140	OK	NG	12,6
Ejemplo de la invención	24	0,5	1,08	Zw	560	645	26	141	OK	OK	11,7
Ejemplo comparativo	25	<u>2,9</u>	4,50	PF + P	561	638	25	54	OK	OK	12,6
Ejemplo comparativo	26	<u>3,6</u>	3,80	PF + P	520	603	24	48	OK	NG	18,0
Ejemplo comparativo	27	<u>6,4</u>	4,22	PF + P	453	544	28	45	OK	OK	15,4
Ejemplo comparativo	28	No observado	<u>0,01</u>	PF	224	<u>298</u>	47	155	NG	OK	16,0
Ejemplo comparativo	29	<u>4,1</u>	4,00	Zw	538	633	25	40	OK	NG	38,4
Ejemplo comparativo	30	0,8	2,70	Zw + PF al 20%	722	811	20	91	OK	NG	30,1
Ejemplo de la invención	31	0,6	1,68	Zw	713	808	21	96	OK	OK	12,3
Ejemplo de la invención	32	0,2	2,80	Zw	726	822	19	92	OK	OK	13,6
Ejemplo de la invención	33	0,4	1,10	Zw	558	652	25	138	OK	OK	14,2
Ejemplo de la invención	34	0,4	2,40	Zw	511	618	29	139	OK	OK	10,3
Ejemplo comparativo	35	0,8	<u>0,50</u>	Zw + PF al 15%	478	611	30	136	NG	OK	11,9
Ejemplo comparativo	36	0,4	<u>0,80</u>	Zw + PF al 20%	662	781	21	90	NG	OK	12,9
Ejemplo de la invención	37	0,3	1,20	Zw	669	799	20	103	OK	OK	13,4

Los aceros que se ajustan a la presente invención son los 17 aceros marcados como n.º 1, 2, 6, 15, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 31, 32, 33, 34 y 37. Cada una de estas chapas de acero representa una chapa de acero de alta resistencia con una resistencia a la tracción del orden de 540 MPa que contiene cantidades predeterminadas de los componentes del acero, tiene un tamaño de grano de la cementita precipitada en los límites de grano de no más de 1  $\mu\text{m}$ , tiene una densidad de límites de grano de C en disolución sólida y/o B en disolución sólida de no menos de 1 átomo/nm<sup>2</sup> y no más de 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>, presenta excelentes propiedades de superficie sin degradación del aspecto externo debido a cascarilla de Si o similar, y presenta una excelente durabilidad a la fatiga en caras finales formadas mediante procesos de cizallamiento o punzonado.

Los aceros distintos de los enumerados anteriormente no cumplen los requisitos de la presente invención por los motivos explicados de manera resumida anteriormente. Concretamente, en el acero n.º 3, la temperatura de calentamiento está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, se desarrolla cascarilla de Si y las propiedades de superficie son malas. En el acero n.º 4, la temperatura de calentamiento está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, no puede obtenerse una resistencia a la tracción satisfactoria. En el acero n.º 5, la temperatura de inicio de la laminación de acabado está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, la densidad de límites de grano objetivo para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención no puede lograrse. Como resultado, se produce agrietamiento superficial por fractura. En el acero n.º 7, el tiempo intermedio de desbastado/final está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, la densidad de límites de grano objetivo para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención no puede lograrse. Como resultado, se produce agrietamiento superficial por fractura. En el acero n.º 8, la temperatura de inicio de la laminación de acabado está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, la densidad de límites de grano objetivo para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención no puede lograrse. Como resultado, se produce agrietamiento superficial por fractura. En el acero n.º 9, la razón de reducción de canal final de la laminación de acabado está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, la densidad de límites de grano objetivo para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención no puede lograrse. Como resultado, se produce agrietamiento superficial por fractura. En el acero n.º 10, la temperatura de finalización de la laminación de acabado está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, la ductilidad esperada no puede lograrse. En el acero n.º 11, la temperatura de finalización de la laminación de acabado está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, se retienen estructuras procesadas, y no puede lograrse una ductilidad satisfactoria. En el acero n.º 12, la velocidad de enfriamiento durante la etapa de enfriamiento está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, los valores de tamaño de grano y densidad de límites de grano de la cementita objetivo para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención no pueden lograrse. Como resultado, se produce agrietamiento superficial por fractura y se obtiene un valor de expansión de orificios insatisfactorio. En el acero n.º 13, la temperatura de bobinado está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, el tamaño de grano de la cementita objetivo para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención no puede lograrse, y el resultado hace imposible lograr un valor de expansión de orificios satisfactorio. En el acero n.º 14, la temperatura de bobinado está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, la densidad de límites de grano objetivo para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención no puede lograrse. Como resultado, se produce agrietamiento superficial por fractura. En el acero n.º 16, la temperatura de bobinado está fuera del intervalo especificado en el procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente según la presente invención; de ese modo, la densidad de límites de grano objetivo para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención no puede lograrse. Como resultado, aparece de agrietamiento superficial por fractura. En el acero n.º 25, la composición del acero está fuera del intervalo especificado para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención, y el tamaño de grano de la cementita objetivo no puede lograrse; de ese modo, no puede obtenerse un valor de expansión de orificios satisfactorio. En el acero n.º 26, la composición del acero está fuera del intervalo especificado para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención, y el tamaño de grano de la cementita objetivo no puede lograrse; de ese modo, no puede obtenerse un valor de expansión de orificios satisfactorio. Las propiedades de superficie son también malas. En el acero n.º 27, la composición del acero está fuera del intervalo especificado para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención; de ese modo, el tamaño de grano de la cementita objetivo no puede lograrse, y como resultado, no puede obtenerse un valor de expansión de orificios satisfactorio. En el acero n.º 28, la composición del acero está fuera del intervalo especificado para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención; de ese modo, no puede obtenerse una resistencia a la tracción satisfactoria. En el acero n.º 29, la composición del acero está fuera del intervalo especificado para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención y el tamaño de grano de la cementita objetivo no puede lograrse; de ese modo, no puede obtenerse un valor de expansión de orificios satisfactorio. Las propiedades de superficie son también malas. En el acero n.º 30, la composición del acero está fuera del intervalo especificado para la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención. Como

resultado, se obtienen malas propiedades de superficie. En el acero n.º 35, la velocidad de enfriamiento es un valor bajo de 15°C/s. Como resultado, se produce agrietamiento superficial por fractura (desconchado). En el acero n.º 36, la velocidad de enfriamiento es un valor incluso inferior de 5°C/s, y no sólo la razón de expansión de orificios disminuye, sino que también se produce agrietamiento superficial por fractura (desconchado).

5 **Aplicabilidad industrial**

La chapa de acero fabricada según la presente invención puede usarse no sólo en componentes de vehículos a motor tales como elementos de chapa internos, elementos estructurales y elementos de chasis inferior que requieren un alto grado de resistencia y expansibilidad de orificios superior, sino también en todas las formas de otras aplicaciones tales como barcos, edificios, puentes, estructuras marinas, recipientes presurizados, tuberías y componentes de máquinas.

Sin embargo, en vez de un procedimiento de fabricación de chapa gruesa, la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención se fabrica usando un procedimiento de laminación en caliente que incluye una etapa de bobinado, y por tanto el límite superior para el grosor de la chapa es de 12 mm.

**REIVINDICACIONES**

1. Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado, que consiste en, en cuanto a % en masa,

C: del 0,01 al 0,1%,

5 Si: del 0,01 al 0,1%,

Mn: del 0,1 al 3%,

P: no más del 0,1%,

S: no más del 0,03%,

Al: del 0,001 al 1%,

10 N: no más del 0,01%,

Nb: del 0,005 al 0,08%,

Ti: del 0,001 al 0,2%, y

opcionalmente uno o más elementos seleccionados de Cu: del 0,2 al 1,2%, Ni: del 0,1 al 0,6%, Mo: del 0,05 al 1%, V: del 0,02 al 0,2% y Cr: del 0,01 al 1%;

15 además opcionalmente cualquiera o ambos de Ca: del 0,0005 al 0,005% y REM: del 0,0005 al 0,02%, y

además opcionalmente B: del 0,0002 al 0,002%,

además opcionalmente uno o más de Zr, Sn, Co, Zn, W y Mg en una cantidad total de no más del 1%, el contenido en Sn preferiblemente dentro de un intervalo de no más del 0,05%, siendo el resto hierro e impurezas inevitables,

20 en la que si dicho contenido en Nb se representa mediante [Nb] y dicho contenido en C se representa mediante [C], entonces dicha chapa de acero cumple la fórmula a continuación:

$$[Nb] \times [C] \leq 4,34 \times 10^{-3},$$

la densidad de límites de grano de C en disolución sólida no es menor de 1 átomo/nm<sup>2</sup> y no es mayor de 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>, y

25 el tamaño de grano de cementita precipitada en los límites de grano dentro de dicha chapa de acero no es mayor de 1 µm.

2. Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado según la reivindicación 1,

30 en la que dicho contenido en C está en un intervalo de desde el 0,01 hasta 0,07%, dicho contenido en Mn está en un intervalo de desde el 0,1 hasta 2%, dicho contenido en Nb está en un intervalo de desde el 0,005 hasta el 0,05% y dicho contenido en Ti está en un intervalo de desde el 0,001 hasta el 0,06%,

si dicho contenido en Si se representa mediante [Si] y dicho contenido en Ti se representa mediante [Ti], entonces dicha chapa de acero cumple la fórmula a continuación:

$$3 \times [Si] \geq [C] - (12/48[Ti] + 12/93[Nb]), \text{ y}$$

la resistencia a la tracción está en un intervalo de desde 540 MPa hasta menos de 780 MPa.

35 3. Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado según la reivindicación 1,

40 en la que dicho contenido en C está en un intervalo de desde el 0,03 hasta el 0,1%, dicho contenido en Si cumple  $0,01\% \leq Si \leq 0,1\%$ , dicho contenido en Mn está en un intervalo de desde el 0,8 hasta el 2,6%, dicho contenido en Nb está en un intervalo de desde el 0,01 hasta el 0,08%, y dicho contenido en Ti está en un intervalo de desde el 0,04 hasta el 0,2%,

si dicho contenido en Ti se representa mediante [Ti], entonces dicha chapa de acero cumple la fórmula a continuación:

$$0,0005 \leq [C] - (12/48[Ti] + 12/93[Nb]) \leq 0,005, \text{ y}$$

la resistencia a la tracción es de al menos 780 MPa.

4. Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado según la reivindicación 1,
- 5 en la que dicha chapa de acero comprende, en cuanto a % en masa, uno o más elementos seleccionados de Cu: del 0,2 al 1,2%, Ni: del 0,1 al 0,6%, Mo: del 0,05 al 1%, V: del 0,02 al 0,2% y Cr: del 0,01 al 1%.
5. Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado según la reivindicación 1,
- en la que dicha chapa de acero comprende, en cuanto a % en masa, cualquiera o ambos de Ca: del 0,0005 al 0,005% y REM: del 0,0005 al 0,02%.
- 10 6. Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado según la reivindicación 1,
- en la que la chapa de acero comprende, en cuanto a % en masa, B: del 0,0002 al 0,002%, y la densidad de límites de grano de dicho C en disolución sólida y/o B en disolución sólida no es menor de 1 átomo/nm<sup>2</sup> y no es mayor de 4,5 átomos/nm<sup>2</sup>.
- 15 7. Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado según la reivindicación 1, en la que dicha chapa de acero está galvanizada.
8. Un método para fabricar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado, según la reivindicación 1, comprendiendo el método:
- 20 calentar un desbaste plano de acero que tiene los elementos descritos en la reivindicación 1 a una temperatura que no es menor que la temperatura de SRTmin (°C) que cumple la fórmula mostrada a continuación y no es mayor de 1.170°C,
- $$\text{SRTmin} = 6670 / \{2,26 - \log([\text{Nb}]x[\text{C}])\} - 273;$$
- realizar desbastado a una temperatura de acabado de no menos de 1.080°C y no más de 1.150°C;
- 25 posteriormente iniciar la laminación de acabado en el plazo de no menos de 30 segundos y no más de 150 segundos a una temperatura de no menos de 1.000°C pero menos de 1.080°C;
- completar dicha laminación de acabado dentro de un intervalo de temperatura de desde no menos de una temperatura de punto de transformación Ar3 hasta no más de 950°C para lograr una razón de reducción de canal final de no menos del 3% y no más del 15%; y
- 30 realizar enfriamiento a una velocidad de enfriamiento que excede 15°C/s desde una temperatura de inicio de enfriamiento hasta una temperatura dentro de un intervalo de desde no menos de 450°C hasta no más de 550°C, luego bobinar dicha chapa de acero.
9. Un método para fabricar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado según la reivindicación 8,
- 35 en el que el método comprende además: decapar dicha chapa de acero obtenida tras bobinar; y posteriormente sumergir dicha chapa de acero en un baño de galvanización con el fin de galvanizar la superficie de dicha chapa de acero.
10. Un método para fabricar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia libre de desconchado y excelente en propiedades de superficie y propiedades de desbarbado según la reivindicación 9,
- 40 en el que el método comprende además someter dicha chapa de acero obtenida tras galvanizar a un tratamiento de aleación.

FIG. 1

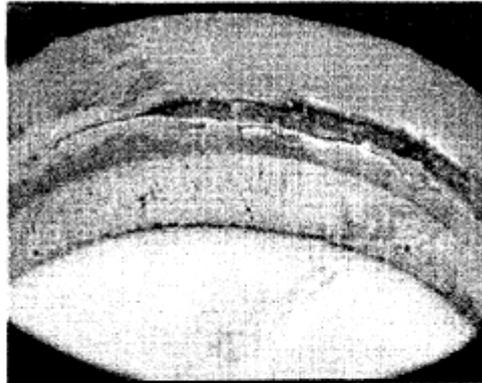
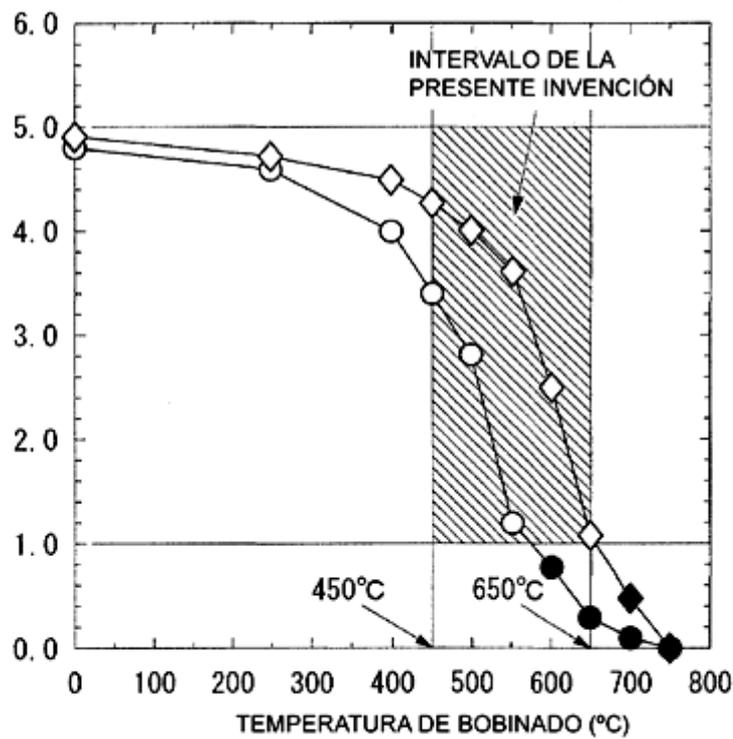


FIG. 2



- : ACERO A QUE NO TIENE AGRIETAMIENTO SUPERFICIAL POR FRACTURA
- : ACERO A QUE TIENE AGRIETAMIENTO SUPERFICIAL POR FRACTURA
- ◇ : ACERO B QUE NO TIENE AGRIETAMIENTO SUPERFICIAL POR FRACTURA
- ◆ : ACERO B QUE TIENE AGRIETAMIENTO SUPERFICIAL POR FRACTURA

FIG. 3

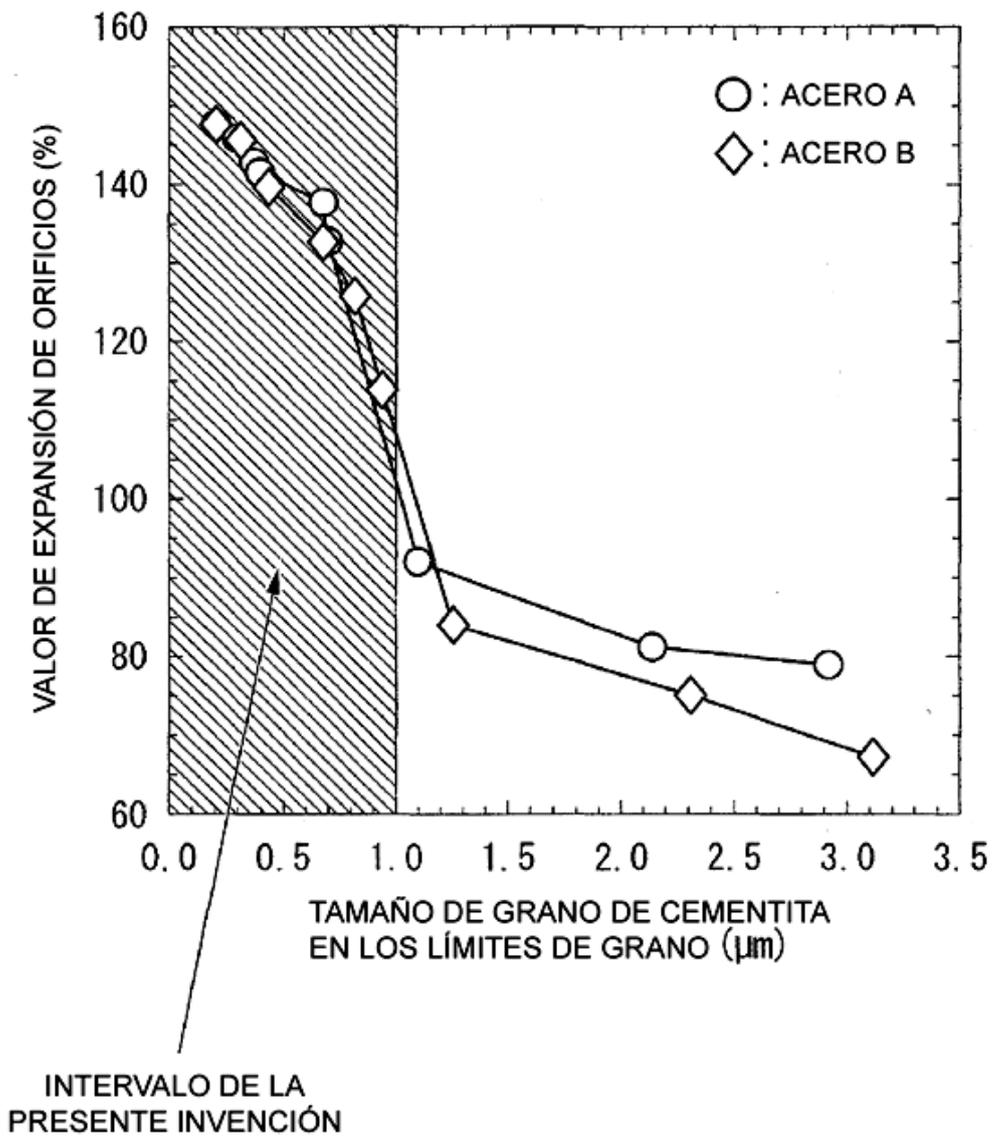


FIG. 4

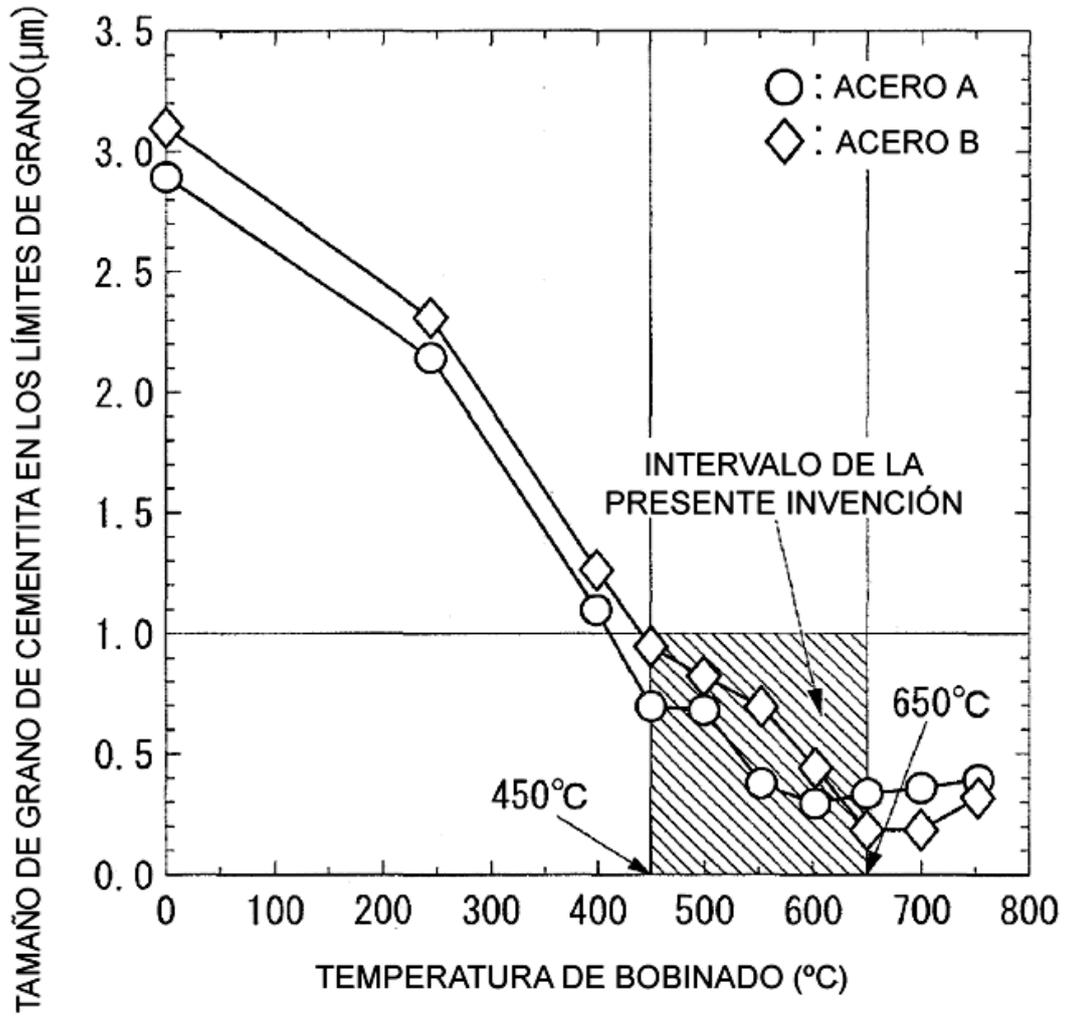


FIG. 5

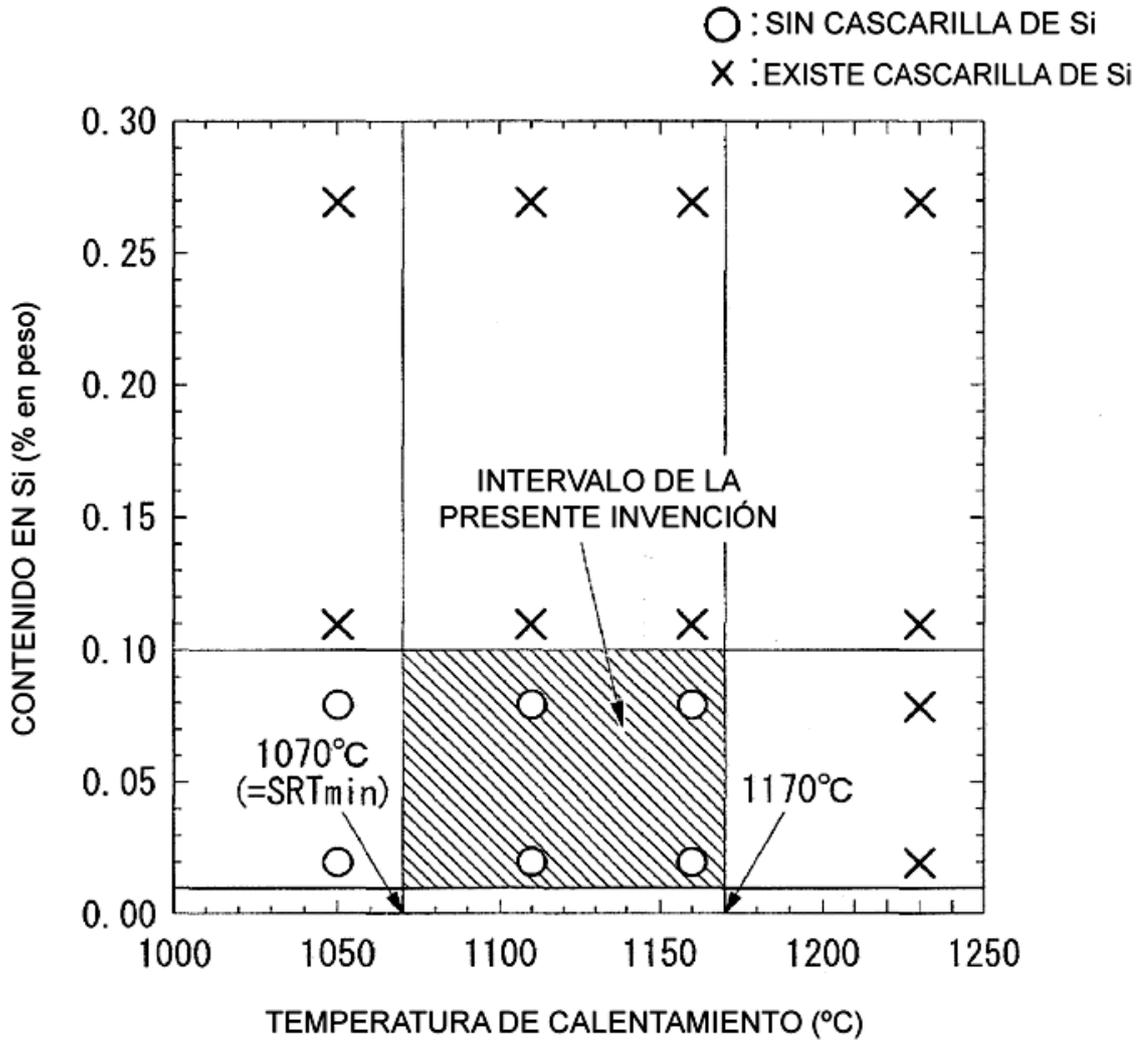


FIG. 6

