

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 795 653**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)	<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/20</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/18</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/22</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/24</b>	(2006.01)
<b>B32B 15/01</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/26</b>	(2006.01)
<b>C21D 8/04</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/28</b>	(2006.01)
<b>C23C 2/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/32</b>	(2006.01)
<b>C23C 2/26</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/40</b>	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **09.11.2010 PCT/JP2010/069940**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **12.05.2011 WO11055844**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **09.11.2010 E 10828402 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **29.04.2020 EP 2500445**

54 Título: **Chapa de acero de alta resistencia que tiene excelente procesabilidad y templabilidad de horneado de pintura, y método para producir la de chapa de acero de alta resistencia**

30 Prioridad:

**09.11.2009 JP 2009255726**

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

**24.11.2020**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**OGAWA TOSHIO;  
MATSUTANI NAOKI;  
GOTO KOICHI;  
WATANABE SHINICHIRO;  
FUJITA NOBUHIRO y  
NONAKA TOSHIKI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 795 653 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 de alta resistencia que tiene excelente procesabilidad y templabilidad de horneado de pintura, y método para producir la de chapa de acero de alta resistencia

**Campo de la invención**

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente procesabilidad y templabilidad de horneado de pintura que se prefiere para uso de una chapa de acero para automóviles, en particular, el uso de un panel exterior y un método para producir la misma.

**Técnica relacionada**

10 Se están realizando esfuerzos para reducir el peso de la carrocería de los automóviles a fin de mejorar el rendimiento de la gasolina y suprimir la cantidad de dióxido de carbono que se escapa. Por lo tanto, una chapa de acero de alta resistencia cuyo espesor se puede reducir se aplica cada vez más a los miembros del automóvil. Además, una chapa de acero de alta resistencia también se ha utilizado ampliamente para una carrocería de automóvil con el fin de garantizar la seguridad de los pasajeros.

15 Entre ellos, una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de aproximadamente 340 MPa es de uso práctico para su uso en miembros de panel, particularmente, paneles exteriores. Recientemente, con el propósito de reducir el peso mediante un aumento adicional en la resistencia de un panel exterior, existe una demanda de una chapa de acero que tenga una alta resistencia de 390 MPa a 500 MPa y que tenga una excelente moldeabilidad por presión y calidad de superficie.

20 Sin embargo, generalmente, un aumento en la resistencia a la tracción es seguido por un aumento en el límite elástico y una disminución en la ductilidad; por lo tanto, la procesabilidad, particularmente, la moldeabilidad por presión se ve afectada. Como resultado, como índice para mantener la procesabilidad mientras se mantiene la resistencia, existe una demanda para el producto de la resistencia a la tracción TS [MPa] y el alargamiento total EL [%], es decir,  $TS \times EL$  [MPa·%] para ser 17000 o más [MPa·%]. Se sabe que el límite elástico y el límite de alargamiento son factores importantes para alcanzar la demanda anterior. El límite elástico y el límite de alargamiento tienen una fuerte correlación con la procesabilidad, en particular, la moldeabilidad por presión, y, el límite elástico y el límite de alargamiento deben ser 270 MPa o menos y 0.55 o menos respectivamente para moldear un panel exterior. Además, dado que las partes del borde de un panel exterior a menudo se someten a un proceso de dobladillado, el panel exterior también debe ser excelente en términos de procesabilidad de flexión ajustada.

30 Como material de acero que satisface los requisitos de resistencia y procesabilidad, se conoce como componente principal el acero de doble fase (en lo sucesivo denominado como el acero DP) que tiene una estructura compleja compuesta de una segunda fase dura que incluye ferrita y martensita. El acero DP tiene un bajo límite elástico y una excelente ductilidad.

35 Por otro lado, aumentar el límite elástico de un miembro que usa un tratamiento de horneado de pintura después del moldeo por presión es efectivo para mejorar la resistencia a las abolladuras. Por lo tanto, existe una demanda de mejora en la templabilidad del horneado de pintura (en lo sucesivo denominado BH) para satisfacer tanto la moldeabilidad como la resistencia a la abolladura. El BH es una característica que se desarrolla a través del llamado fenómeno de envejecimiento por deformación en el que los átomos de carbono, los átomos de nitrógeno y similares se fijan a las dislocaciones introducidas por un tratamiento térmico a baja temperatura, como un tratamiento de horneado de pintura, durante el moldeo, y los carbonitruros se precipitan.

40 Por ejemplo, los documentos de patente 1 a 3 proponen chapas de acero DP que tienen una excelente procesabilidad. Sin embargo, la chapa de acero propuesta en el documento de patente 1 tiene un bajo límite elástico, pero el producto de la resistencia a la tracción y el alargamiento total, es decir, el equilibrio resistencia-ductilidad  $TS \times EL$  no es suficiente. Además, la chapa de acero propuesta en el documento de patente 2 tiene un bajo límite elástico y también tiene un excelente equilibrio resistencia-ductilidad, pero existe el problema de que la chapa de acero debe mantenerse a una temperatura alta durante mucho tiempo en un proceso de recocido que provoca la degradación de la productividad. Además, las chapas de acero propuestas en los documentos de patente 1 y 2 no se producen teniendo en cuenta la resistencia a las abolladuras después del moldeo por presión y el tratamiento de horneado de pintura. Además, la chapa de acero propuesta en el documento de patente 3 tiene una excelente resistencia a la abolladura y también un bajo límite elástico, pero el producto de la resistencia a la tracción y el alargamiento total, es decir, el equilibrio resistencia-ductilidad  $TS \times EL$  no es suficiente.

45 Además, las chapas de acero propuestas en los documentos de patente 4 y 5 tienen un alto límite elástico, pero la capacidad de procesamiento no es suficiente.

Además, en la chapa de acero propuesta en el documento de patente 6, la fracción de área de ferrita no recristalizada se aumenta intencionalmente ajustando la velocidad de aumento de temperatura durante el recocido.

El documento JP 2009 035815 A describe una chapa de acero galvanizado en caliente de alta resistencia que contiene ferrita y una segunda fase con bajo límite elástico y excelente uniformidad.

#### **Documentos de referencia**

##### **Documentos de patente**

- 5 [Documento de patente 1] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N.º 2001-303184  
[Documento de patente 2] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N.º 2000-109965  
[Documento de patente 3] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N.º 2005-281867  
[Documento de patente 4] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N.º H6-73497  
[Documento de patente 5] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N.º 2003-138317  
10 [Documento de patente 6] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N.º 2008-106350

#### **Sumario de la invención**

##### **Problemas a resolver por la invención**

- 15 Un objeto de la presente invención es proporcionar de manera estable una chapa de acero que tenga una resistencia a la tracción de 390 MPa a 500 MPa, y también tenga una excelente procesabilidad y, además, una templabilidad de horneado de pintura sin afectar la productividad.

##### **Métodos para resolver el problema**

La invención se define en las reivindicaciones.

##### **Efectos de la invención**

- 20 Según los aspectos respectivos de la presente invención, es posible proporcionar una chapa de acero que tenga una resistencia a la tracción de 390 MPa a 500 MPa, tenga bajo límite elástico y límite de alargamiento, tenga un excelente equilibrio resistencia-ductilidad y tenga una templabilidad de horneado de pintura.

- 25 En las chapas de acero de alta resistencia de los aspectos respectivos de la presente invención y en los métodos para producir la misma, se suprime una dureza de estructura desigual, que es la causa de la aparición de hendiduras estriadas y defectos en la superficie de la protuberancia. Como resultado, es posible suprimir de manera estable la aparición de hendiduras estriadas y defectos en la superficie de protrusión y mejorar significativamente el rendimiento de la producción de chapas de acero de alta resistencia.

##### **Breve descripción de los dibujos**

La figura 1 es una vista que muestra la correlación entre una relación Mn/Cr y un límite de alargamiento YR.

La figura 2 es una vista que muestra la correlación entre una relación Cr/(Si + Al) y el límite de alargamiento YR.

- 30 La figura 3 es una vista que muestra la relación entre una velocidad de calentamiento en un intervalo de temperatura de un punto de transformación Ac<sub>1</sub> a un punto de transformación Ac<sub>3</sub> y una relación de aspecto de granos de cristal de ferrita.

La figura 4 es una vista que muestra la velocidad de calentamiento en el intervalo de temperatura del punto de transformación Ac<sub>1</sub> al punto de transformación Ac<sub>3</sub> y un intervalo apropiado de fracción de ferrita no recristalizada.

- 35 **Descripción detallada de la invención**

- 40 Cuando el porcentaje residual de estructuras duras, como la ferrita no recristalizada y la martensita, es alto, la dureza de una estructura de chapa de acero se vuelve desigual. Cuando la chapa de acero se moldea por presión, la deformación plástica comienza localmente a partir de porciones que tienen una dureza relativamente baja. Como resultado, se generan marcas de hendiduras y protuberancias en la superficie de la chapa de acero. Para una chapa de acero que se utiliza para una chapa exterior de automóvil y similares, el aspecto estético de la superficie es importante y, por lo tanto, los defectos de la cavidad estriada y de la superficie de la protuberancia se consideran defectos graves, y se produce una disminución significativa del alargamiento.

- 45 Como se describe a continuación, en las chapas de acero de alta resistencia según las realizaciones respectivas de la presente invención y los métodos para producir la misma, se suprime una dureza de estructura desigual, que es la causa de la aparición de defectos de la cavidad estriada y de la superficie de la protuberancia. Como resultado, la aparición de defectos de la cavidad estriada y de la superficie de la protuberancia se puede suprimir de manera estable.

Además, los presentes inventores estudiaron las composiciones de componentes y las microestructuras de chapas de acero, y, además, los métodos para producir chapas de acero con el fin de mejorar tanto la procesabilidad como la templabilidad de horneado de pintura de una chapa de acero de alta resistencia. Como resultado, los inventores prestaron atención a la relación de la cantidad añadida entre Mn y Cr, que son elementos que aumentan la capacidad de templabilidad, es decir, la optimización de una relación Mn/Cr y, además, el Al, que es un elemento que promueve la generación de ferrita y concentra el C en la austenita, y descubrieron que tanto la procesabilidad como la templabilidad de horneado de pintura de una chapa de acero de alta resistencia se mejoran al optimizar la relación de la cantidad añadida entre Cr y (Si + Al), es decir, la relación de Cr/(Si + Al).

A continuación, se describirán en detalle las realizaciones de la presente invención.

10 En primer lugar, se describirán las razones por las cuales los componentes de acero están limitados en la presente invención. En la siguiente descripción, las cantidades de los componentes se indican en % en peso a menos que se describa lo contrario.

15 El C es un elemento que promueve la generación de martensita, contribuye a un aumento en la resistencia a la tracción y una disminución en el límite de alargamiento, y aumenta el límite de alargamiento cuando se realiza un tratamiento de horneado de pintura después del moldeo, mejorando así la resistencia a la abolladura de un panel miembro. Se añade una cantidad apropiada de C dependiendo de la resistencia del acero objetivo.

20 El límite inferior de la cantidad de C es 0.01% o más para asegurar una cantidad suficiente de martensita, y obtener la resistencia a la tracción, el límite de alargamiento y el BH objetivo. El límite inferior de la cantidad de C es más preferiblemente 0.03% o más, y aún más preferiblemente 0.05% o más en un caso en el que se requiere una resistencia particularmente alta.

El límite superior de la cantidad de C es 0.10% para suprimir el límite elástico y asegurar suficiente moldeabilidad por prensado. El límite superior de la cantidad de C es más preferiblemente 0.08% o menos, y aún más preferiblemente 0.07% o menos en un caso en el que se requiere una moldeabilidad a presión particularmente favorable.

25 El Si es un elemento que, a veces, se añade para la desoxidación. Para obtener los efectos como se describe en la presente memoria descriptiva, la cantidad de Si puede ser 0%, y el límite inferior de la cantidad de Si puede ser indefinido. Sin embargo, los costes de producción se incrementan para establecer la cantidad de Si en menos de 0.01%, y por lo tanto el límite inferior de la cantidad de Si es 0.01%. Para evitar el agrietamiento durante un proceso de flexión ajustada y evitar que aumente la relación de aspecto de los granos de cristal de ferrita, el límite superior de la cantidad de Si se establece en 0.15% o menos, preferiblemente 0.10% o menos, y más preferiblemente 0.05% o menos.

35 El Mn tiene la acción de aumentar la resistencia como elemento que contribuye al fortalecimiento de la disolución sólida y, por lo tanto, es efectivo para obtener martensita. Por lo tanto, es necesario incluir 0.80% o más de Mn. Para obtener la martensita de manera más estable, se incluye preferiblemente 1.0% o más de Mn. Por otro lado, cuando la cantidad de Mn excede el 1.80%, es más probable que ocurran defectos de la cavidad estriada y de la superficie de la protuberancia, tanto la resistencia a la tracción como el límite elástico aumentan, y se produce un deterioro de la moldeabilidad por prensado. Para disminuir aún más el límite elástico y asegurar suficientemente la moldeabilidad por prensado, el límite superior de la cantidad de Mn se establece en 1.50%.

40 El P es una impureza, y se segrega en los límites de grano para causar degradación de la tenacidad o deterioro de la soldabilidad de una chapa de acero. En condiciones normales de producción, se incluye 0.0005% o más de P. Además, una reacción de aleación se vuelve extremadamente lenta durante la galvanización, y la productividad se degrada. Desde el punto de vista anterior, el límite superior de la cantidad de P se establece en 0.10% o menos. Con el fin de reducir aún más la segregación de P, la cantidad de P se establece más preferiblemente en 0.05% o menos, y aún más preferiblemente se establece en 0.015% o menos. El límite inferior no está particularmente limitado, pero el P es un elemento que puede aumentar la resistencia a bajo coste y, por lo tanto, la cantidad de P se establece preferiblemente en 0.005% o más.

45 El S se incluye en una chapa de acero como impureza y, en condiciones de producción ordinarias, se incluye 0.0005% o más de S. Cuando la cantidad de S excede el 0.015%, se induce el agrietamiento en caliente y la procesabilidad se deteriora y, por lo tanto, la cantidad de S se establece en 0.015% o menos. En un caso en el que se requiere la procesabilidad favorable, la cantidad de S se establece preferiblemente en 0.012% o menos, y más preferiblemente se establece en 0.010% o menos.

55 El Al es un elemento extremadamente importante en la presente invención. De manera similar al Si, el Al es un elemento estabilizador de ferrita, pero el Al es un elemento importante que promueve la generación de ferrita sin degradar las propiedades de humectación del recubrimiento y concentra el C en la austenita, asegurando así la martensita. Para obtener los efectos anteriores, la cantidad de Al debe establecerse en 0.10% o más. Para obtener martensita de manera más estable, la cantidad de Al excede preferiblemente el 0.20%. Además, la adición de exceso de Al no solo satura los efectos anteriores, sino que también causa un aumento excesivo en los costes de aleación. Debido a las razones anteriores, la cantidad de Al debe establecerse en 0.80% o menos. En un caso en el que existe

una fuerte demanda de supresión de los costes, la cantidad de Al se establece más preferiblemente en 0.50% o menos y aún más preferiblemente en 0.30% o menos.

5 El Cr es un elemento extremadamente importante en la presente invención. El Cr contribuye al fortalecimiento de la disolución sólida y tiene la acción de aumentar la resistencia de una chapa de acero. Además, la adición de Cr también es efectiva para obtener una cantidad suficiente de martensita. Por lo tanto, es necesario incluir 0.01% o más de Cr en una chapa de acero. Para obtener una cantidad suficiente de martensita de manera más estable incluso en un caso en el que se lleva a cabo la galvanización o, además, se lleva a cabo un tratamiento de aleación, la cantidad de Cr se establece preferiblemente en 0.10% o más, y la cantidad de Cr es más preferiblemente 0.20% o más. Por otro lado, cuando la cantidad de Cr supera el 1.50%, se incrementan tanto la resistencia a la tracción como el límite elástico, y se produce un deterioro de la moldeabilidad por prensado. Para disminuir aún más el límite elástico y asegurar suficientemente la moldeabilidad por prensado, la cantidad de Cr se establece en 0.40 o menos, y la cantidad de Cr se establece particularmente preferiblemente en menos del 0.20% para reducir los costes de aleación en un caso en el que la galvanización no se lleva a cabo.

15 No es necesario añadir N necesariamente, pero se incluye en una chapa de acero como impureza. Cuando la cantidad de N excede el 0.0100%, la dureza o ductilidad se deteriora significativamente y se produce un agrietamiento significativo de las palanquillas. Por lo tanto, para obtener la procesabilidad suficiente de una chapa de acero, la cantidad de N se establece en 0.0100% o menos. Para obtener una procesabilidad más favorable, la cantidad de N se establece preferiblemente en 0.0050% o menos, y más preferiblemente se establece en 0.0030% o menos. La cantidad de N es 0.0005% o más en una chapa de acero ordinaria.

20 Mientras tanto, dado que la adición de N es efectiva para obtener martensita, se puede añadir N activamente en un límite superior de la cantidad de N establecida en 0.0100%.

25 Además, uno o ambos de Nb y Ti pueden estar contenidos. El Nb y el Ti son elementos que suprimen el crecimiento del grano de ferrita en un proceso de recocido después de la laminación en frío para contribuir al fortalecimiento del refinamiento del grano de cristal. Para obtener tal efecto, uno o ambos de Nb y Ti se añaden preferiblemente en un límite inferior establecido a 0.0005% o más respectivamente. Por otro lado, cuando el contenido de uno o ambos de Nb y Ti excede de 0.0500%, la recristalización de ferrita se suprime significativamente, y la ferrita no recristalizada permanece para aumentar el límite elástico, y por lo tanto los límites superiores respectivos se establecen en 0.0500% o menos. Además, un límite superior preferible de los contenidos de uno o ambos de Nb y Ti es 0.0400% desde el punto de vista de los costes de aleación.

30 Todos Mo, W, B, Ni, Cu y V son elementos que aumentan la templabilidad, y uno o más de ellos se pueden añadir según sea necesario. Los efectos de las realizaciones de la presente invención no se ven afectados cuando cualquiera de Mo, W, Ni, Cu y V no se añaden activamente, y se mezclan inevitablemente en acero en un intervalo de 0.0000% a 0.0005%. Además, los efectos de las realizaciones de la presente invención no se ven afectados cuando cualquiera de Mo, W, Ni, Cu y V se añaden o mezclan en acero en un intervalo de 0.0005% a 1.5000%. Por otro lado, para obtener el efecto de mejora de la resistencia a través de la adición activa, los elementos respectivos se añaden preferiblemente al 0.100% o más. Por otro lado, dado que la adición excesiva provoca un aumento en los costes de aleación, los límites superiores de las cantidades de los respectivos elementos añadidos se establecen en 1.500% o menos.

40 Los efectos de las realizaciones de la presente invención no se ven afectados cuando el B no se añade activamente, y se mezcla inevitablemente en acero en un intervalo de 0.0000% a 0.0001%. Además, los efectos de las realizaciones de la presente invención no se ven afectados cuando el B se añade o se mezcla en acero en un intervalo de 0.0001% a 0.0100%. Por otro lado, para obtener el efecto de la mejora de la fuerza a través de la adición activa, se añade B al 0.0001% o más. Por otro lado, dado que la adición excesiva provoca un aumento en los costes de aleación, los límites superiores de las cantidades añadidas se establecen en 0.0100% o menos.

45 A continuación, se describirán las razones por las cuales el método de producción está limitado.

50 Una palanquilla provista para laminado en caliente puede ser producida por un método ordinario, y puede derretirse o fundirse en acero. Desde el punto de vista de la productividad, se prefiere el fundido continuo, y el acero se puede producir usando una polea de planchón delgada o similar. Además, el método de producción puede ser un proceso de fundido continuo y laminación directa en el que la laminación en caliente se realiza inmediatamente después de fundir. La laminación en caliente se puede llevar a cabo mediante un método ordinario, y las condiciones, como la temperatura de laminado, la reducción porcentual en el espesor, la velocidad de enfriamiento y la temperatura del devanado, no están particularmente definidas. Después de la laminación en caliente, la chapa de acero se decapa, se lamina en frío y se recuece para convertirse en una chapa de acero laminada en frío.

55 En un caso en el que la reducción porcentual en el espesor de la laminación en frío es del 60% o menos, la recristalización se retrasa durante el recocido, y la ferrita no recristalizada puede permanecer después del recocido, de modo que hay casos en los que el límite elástico y el rendimiento la relación aumenta y la moldeabilidad por prensado se deteriora. Por lo tanto, la reducción porcentual en el espesor de la laminación en frío se establece en un intervalo de más de 60% en las presentes realizaciones. La reducción porcentual en el espesor de la laminación en

frío es más preferiblemente más del 65%, aún más preferiblemente más del 70%, y aún más preferiblemente más del 75%. Por otro lado, cuando la reducción porcentual en el espesor de la laminación en frío llega a más del 90%, la carga sobre los rodillos de laminación aumenta. Por lo tanto, la reducción porcentual en el espesor de la laminación en frío es del 90% o menos. En un caso en el que existe una demanda para un funcionamiento más económico de los rodillos de laminación, la reducción porcentual en el espesor de la laminación en frío es preferiblemente del 80% o menos.

El recocido se lleva a cabo preferiblemente usando una instalación de recocido continuo para controlar la velocidad de calentamiento y el tiempo de calentamiento. En el recocido continuo, es importante ajustar adecuadamente la velocidad de calentamiento en un intervalo de temperatura del punto de transformación  $Ac_1$  al punto de transformación  $Ac_3$  de una chapa de acero. La velocidad de calentamiento hace que la relación de aspecto de los granos de cristal de ferrita después del recocido varíe como se muestra en la figura 3. Cuando la velocidad de calentamiento es de 10 °C/s o menos, la relación de aspecto promedio de los granos de cristal de ferrita es 1.2 o menos, y los granos de cristal de ferrita que tienen una relación de aspecto de 1.2 o menos representan el 60% o más del total de los granos de cristal. Como resultado, se reduce la dureza desigual de la estructura de la chapa de acero, y se reduce la probabilidad de que surjan hendiduras estriadas y defectos en la superficie de la protuberancia durante el moldeo por prensado. En el intervalo de temperatura anterior, en un caso en el que la velocidad de calentamiento es inferior a 1 °C/s durante el recocido, la productividad se degrada y los granos de cristal de ferrita crecen más de lo necesario, de modo que los granos de cristal de ferrita son gruesos, y se provoca la degradación de la resistencia a la tracción. Por lo tanto, en el intervalo de temperatura anterior, la velocidad de calentamiento se establece en al menos 1 °C/s o más. Para suprimir de manera más estable el crecimiento del tamaño de grano, la velocidad de calentamiento se establece en más de 3 °C/s. Por otro lado, cuando la velocidad de calentamiento llega a 10 °C/s o más en el intervalo de temperatura anterior, la recristalización de ferrita se suprime significativamente y, por lo tanto, la ferrita no recristalizada permanece después del recocido, y aumenta el límite elástico. Por lo tanto, la velocidad de calentamiento se establece en menos de 10 °C/s en el intervalo de temperatura anterior. En un caso en el que se requiere una moldeabilidad más favorable, la velocidad de calentamiento se establece preferiblemente en 8 °C/s o menos, y más preferiblemente en 6 °C/s o menos.

Mientras tanto, los puntos de transformación  $Ac_1$  y los puntos de transformación  $Ac_3$  en las chapas de acero respectivas pueden estimarse mediante un método conocido utilizando la composición de componentes del acero.

Además, el límite inferior de la temperatura máxima durante el recocido se establece en 720 °C o más, y el límite superior se establece en 850 °C. En un caso en el que la temperatura máxima es inferior a 720 °C, dado que la ferrita no se transforma en austenita, la cantidad de martensita no es suficiente y se produce una disminución en la resistencia a la tracción y un aumento en el límite de alargamiento. Por otro lado, cuando la temperatura máxima llega a ser superior a 850 °C, dado que la transformación de austenita se desarrolla en exceso, la cantidad de una segunda fase dura aumenta, y la cantidad de ferrita disminuye, causando así una disminución en la ductilidad y un aumento en el límite de alargamiento. El intervalo de la temperatura pico que es más preferible para obtener el efecto anterior de manera más estable es de 770 °C a 830 °C.

Además, el tiempo de retención se establece en 10 segundos a 200 segundos en un intervalo de temperatura en el que la temperatura de la chapa de acero es de 720 °C o superior. Cuando el tiempo en el que la temperatura de la chapa de acero es de 720 °C o superior es inferior a 10 segundos, dado que la transformación de ferrita a austenita no se produce suficientemente, la martensita no se puede asegurar lo suficiente, y una disminución en la resistencia a la tracción y un aumento en el límite de alargamiento son causados. Por otro lado, cuando se incrementa el tiempo de retención a 720 °C o más, ya que se produce una degradación de la productividad, el tiempo de retención en el intervalo de temperatura anterior se establece en 200 segundos o menos. El tiempo de retención en un intervalo de temperatura de 720 °C o superior es preferiblemente 150 segundos o menos, y más preferiblemente 120 segundos o menos para obtener los efectos anteriores de manera más estable.

Además, después del recocido, se lleva a cabo un primer enfriamiento para enfriar el acero a 500 °C o menos. En este momento, en un caso en el que la velocidad de enfriamiento es inferior a 3 °C/s, hay casos en los que la martensita no puede obtenerse lo suficiente. Desde el punto de vista anterior, el límite inferior de la velocidad de enfriamiento se establece en 3 °C/s. Por otro lado, dado que es necesario introducir una instalación especial y similares para establecer la velocidad de enfriamiento a más de 250 °C/s, el límite superior de la velocidad de enfriamiento se establece en 250 °C/s. La velocidad de enfriamiento después del recocido puede controlarse adecuadamente mediante la pulverización de un refrigerante, tal como agua, soplado de aire o enfriamiento forzado usando neblina o similar.

En un caso en el que la galvanización de zinc o la aleación de zinc se lleva a cabo después del enfriamiento, la galvanización se lleva a cabo después del primer enfriamiento anterior y antes de la laminación por temple como se describe a continuación (laminado con caja de laminación). La composición del revestimiento de zinc no está particularmente definida y, además de Zn, Fe, Al, Mn, Cr, Mg, Pb, Sn, Ni y similares, se pueden añadir según sea necesario. Mientras tanto, la galvanización puede llevarse a cabo como un proceso separado del recocido, pero preferiblemente se lleva a cabo a través de una línea de recocido y galvanización continua en la que el recocido y la galvanización se llevan a cabo continuamente desde el punto de vista de la productividad.

En un caso en el que se realiza un tratamiento de aleación sobre la capa de galvanización anterior, el tratamiento de aleación se realiza en un intervalo de temperatura de 450 °C a 600 °C en un momento posterior a la galvanización y

antes de la laminación con caja de laminación. La aleación no avanza lo suficiente a menos de 450 °C. Además, la aleación continúa excesivamente a más de 600 °C, de modo que se puede inducir un problema en el que la capa galvanizada se fragiliza y el revestimiento se despega debido a un proceso de prensado o similar. El tiempo del tratamiento de aleación es de 10 segundos o más, ya que la aleación no avanza lo suficiente con un tiempo de menos de 10 segundos. Además, el límite superior del tiempo del tratamiento de aleación no está particularmente definido, pero es preferiblemente de 100 segundos o menos desde el punto de vista de la eficiencia de la producción.

Además, desde el punto de vista de la productividad, es preferible que se proporcione continuamente un horno de tratamiento de aleación en la línea de recocido continuo y galvanización, y que el recocido, la galvanización y el tratamiento de aleación se realicen continuamente.

La laminación por temple (laminado con caja de laminación, SPM) se lleva a cabo para corregir la forma y asegurar las propiedades de la superficie, y preferiblemente se lleva a cabo en un intervalo del porcentaje de alargamiento de 2.0% o menos. Esto se debe a que la cantidad de BH disminuye cuando el porcentaje de alargamiento excede el 2.0%.

Se puede llevar a cabo un tratamiento térmico (tratamiento de exceso) durante 30 segundos o más en un intervalo de temperatura de 200 °C a 450 °C antes de la laminación con caja de laminación. En este caso, se realiza un segundo enfriamiento después del tratamiento de exceso.

La chapa de acero se enfría a 100 °C o menos a través del segundo enfriamiento en condiciones de una velocidad de enfriamiento de 1 °C/s a 3 °C/s. Cuando la velocidad de enfriamiento secundario es inferior a 1 °C/s, dado que la productividad disminuye, la cantidad de la segunda fase dura (particularmente martensita) obtenida se reduce para aumentar el límite de alargamiento, y hay un caso en el que la moldeabilidad por prensado se deteriora, el límite inferior se establece en 1 °C/s o más. Además, cuando la segunda velocidad de enfriamiento excede los 3 °C/s, dado que la cantidad de la segunda fase dura obtenida se vuelve excesiva, tanto la resistencia a la tracción como el límite elástico aumentan para aumentar el límite de alargamiento, y hay un caso en el que la moldeabilidad por prensado se deteriora, el límite superior se establece en 3 °C/s o menos.

Las figuras 1 y 2 muestran los valores numéricos de los límites de alargamiento YR con respecto a la relación Mn/Cr y la relación Cr/(Si + Al) respectivamente. El límite de alargamiento (YR) se refiere a un valor que indica la relación entre el límite elástico (YP) y la resistencia a la tracción (TS), e YR es igual a YP/TS. Mientras tanto, las características de tracción se miden mediante un ensayo de tracción como se define en JIS Z 2241, y EL [%] se refiere al alargamiento de rotura. Además, en el ensayo de tracción, en un caso en el que se muestra un fenómeno de alargamiento, el punto de alargamiento superior se considera como el límite elástico en la evaluación y, en un caso en el que no se muestra un fenómeno de alargamiento, el 0.2% de la evidencia del ensayo se considera como el límite elástico en la evaluación.

Como se desprende de las figuras 1 y 2, a medida que la relación Mn/Cr y la relación Cr/(Si + Al) disminuyen, el límite elástico se degrada y se mejora la capacidad de procesamiento. La causa del fenómeno no está clara. Establecer la relación Mn/Cr y la relación Cr/(Si + Al) en un intervalo apropiado es extremadamente importante para la reducción del límite de alargamiento, y el límite de alargamiento descrito anteriormente se convierte en 0.55 o menos cuando Mn/Cr está en un intervalo de 3.0 o menos, y Cr/(Si + Al) está en un intervalo de 3.0 o menos.

A continuación, se describirá la estructura metálica.

La microestructura de la chapa de acero obtenida por la presente invención está compuesta de ferrita y una segunda fase dura (una estructura distinta de la ferrita).

Cuando la fracción de área de la ferrita es inferior al 80%, la segunda fase dura aumenta de manera tal que aumenta el límite elástico y el límite de alargamiento, y la procesabilidad, particularmente, la moldeabilidad por prensado se deteriora. Por lo tanto, el límite inferior de la fracción de área de la ferrita se estableció en 80% o más.

La figura 4 muestra los valores numéricos de las respectivas relaciones de alargamiento YR con respecto a las relaciones de las fracciones de área de ferrita no recristalizada a la velocidad de calentamiento desde el punto de transformación Ac<sub>1</sub> al punto de transformación Ac<sub>3</sub> durante el recocido continuo. Está claro por la figura 4 que establecer la velocidad de calentamiento en un intervalo apropiado y controlar la fracción de área de ferrita no recristalizada son extremadamente importantes para la reducción del límite de alargamiento. Cuando la fracción de área de ferrita no recristalizada en la ferrita excede el 10%, el límite elástico y el límite de alargamiento aumentan, y hay un caso en el que la moldeabilidad por prensado se deteriora. Por lo tanto, la fracción de área de ferrita no recristalizada se ajustó a 10% o menos. Está claro por la figura 4 que la velocidad de calentamiento debe establecerse en menos de 10 °C/s para obtener una fracción de área de ferrita no recristalizada.

Mientras tanto, la ferrita no recristalizada, la ferrita distinta de la ferrita no recristalizada, es decir, la ferrita recristalizada (ferrita recristalizada durante el calentamiento para el recocido), y la ferrita transformada (ferrita que se transforma de austenita durante el enfriamiento después del recocido) pueden diferenciarse analizando el datos de medición de la orientación del cristal de un patrón de electrones retrodispersados (denominado EBSP) mediante el método de desorientación promedio del núcleo (método KAM).

En los granos de la ferrita no recristalizada, se recuperan las dislocaciones, pero está presente un cambio continuo en la orientación del cristal, que es causado por la deformación plástica durante la laminación en frío. Por otro lado, el cambio en la orientación del cristal en los granos de la ferrita que no sea la ferrita no recristalizada se vuelve extremadamente pequeño. Esto se debe a que las orientaciones cristalinas de los granos de cristal adyacentes se vuelven significativamente diferentes debido a la recristalización y la transformación, pero la orientación cristalina se vuelve constante en un solo grano cristalino. En el método KAM, es posible indicar cuantitativamente la diferencia de orientación del cristal con un píxel adyacente (punto de medición). En la presente invención, cuando un espacio entre píxeles para el cual la diferencia promedio de orientación del cristal con un punto de medición adyacente es  $1^\circ$  o menos y  $2^\circ$  o más se define como un límite de grano, los granos que tienen un tamaño de grano de cristal de  $3\ \mu\text{m}$  o más se definen como la ferrita distinta de la ferrita no recristalizada, es decir, la ferrita recristalizada y la ferrita transformada.

El EBSP puede medirse en intervalos de  $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$  en una posición de  $1/4$  del espesor de una sección transversal de la chapa arbitraria en la dirección del espesor a intervalos de medición de  $1/10$  del tamaño promedio de grano de cristal de una muestra recocida. Como resultado de la medición EBSP, los puntos de medición obtenidos se emiten como píxeles. La muestra proporcionada para la medición de la orientación del cristal del EBSP se produce reduciendo el espesor de una chapa de acero a un espesor predeterminado mediante pulido mecánico o similar, posteriormente, eliminando las tensiones mediante pulido electrolítico o similar, y, simultáneamente, haciendo la superficie en una posición de  $1/4$  del espesor de la chapa en una superficie de medición.

La fracción de área total de la ferrita que incluye la ferrita no recristalizada, es el resto de la fracción de área de la segunda fase dura. Por lo tanto, la fracción de área total de la ferrita se puede obtener grabando químicamente la muestra utilizada para la medición de la orientación del cristal del EBSP usando nital, tomando una foto microscópica óptica de la misma vista que la utilizada para la medición con el mismo aumento, y realizando un análisis de imagen de la foto de la estructura obtenida. Además, también es posible obtener la suma de las fracciones de área de la ferrita no recristalizada y la ferrita que no sea la ferrita no recristalizada, es decir, la ferrita recristalizada y la ferrita transformada comparando la foto de la estructura y los resultados de medición de la orientación del cristal del EBSP.

Cuando el tamaño de grano de cristal de la ferrita es inferior a  $5\ \mu\text{m}$ , el límite de alargamiento aumenta y la procesabilidad se deteriora. Por otro lado, cuando el tamaño de grano de cristal de la ferrita excede los  $20\ \mu\text{m}$ , la apariencia de la superficie se deteriora después del moldeo y puede producirse una degradación de la resistencia. Por lo tanto, el tamaño de grano de cristal de la ferrita se puede definir en un intervalo de  $5\ \mu\text{m}$  a  $20\ \mu\text{m}$ .

Además, el tamaño de grano de cristal de ferrita y la relación de aspecto del grano de cristal de ferrita se miden mediante análisis de imagen usando la foto del microscopio óptico anterior. Los granos de cristal de ferrita no recristalizados generalmente tienen una forma plana y aproximadamente elipsoidal en una foto microscópica óptica, y los granos de cristal de la ferrita recristalizada o la ferrita transformada tienen una forma que es más circular y tienen una relación de aspecto más baja que los granos de ferrita no recristalizados. La calidad de una chapa de acero se puede mejorar de manera más estable controlando las relaciones de aspecto (relación entre el lado largo y el lado corto) de las formas de los granos de cristal de la ferrita que incluye la ferrita no recristalizada, la ferrita recristalizada y la ferrita transformada. Las relaciones de aspecto de los granos de cristal de ferrita se miden mediante análisis de imagen de la foto microscópica óptica anterior. Es decir, está preparada una pluralidad de fotos microscópicas ópticas tomadas con un aumento de 1000 veces de intervalos de  $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$  en una posición de  $1/4$  del espesor de una sección transversal de chapa arbitraria de una muestra grabada en nital en la dirección del espesor. Además, se seleccionan arbitrariamente 300 granos de cristal de las fotos anteriores, y los tamaños de grano de los granos de cristal respectivos en la dirección de rodadura y la dirección perpendicular a la dirección de rodadura se obtienen mediante análisis de imagen, las proporciones de las longitudes (= el tamaño de grano en la dirección de laminación/el tamaño de grano en la dirección perpendicular a la dirección de laminación) se calculan y se utilizan como las relaciones de aspecto. Además, se obtienen los diámetros de los círculos equivalentes y se usan como los tamaños de grano de cristal de ferrita.

En la chapa de acero según la realización de la presente invención, la relación de los granos de cristal que tienen una relación de aspecto de  $1.2\%$  o menos puede definirse como el  $60\%$  o más del total de granos de cristal de ferrita. Cuando se mantiene la relación anterior, se puede garantizar una cantidad suficiente de ferrita recristalizada en la chapa de acero, y se puede obtener una procesabilidad favorable. La relación de los granos de cristal que tienen una relación de aspecto de  $1.2\%$  o menos se define como más preferiblemente el  $65\%$  o más del total de granos de cristal de ferrita, y aún más preferiblemente el  $70\%$  o más.

La segunda fase dura incluye una o ambos de bainita y austenita residual, así como martensita. La segunda fase dura contribuye a un aumento en la fuerza; sin embargo, cuando está presente en exceso, se produce una disminución en la ductilidad y un aumento en el límite de alargamiento y, por lo tanto, el límite inferior y el límite superior de la fracción de área de la segunda fase dura se establecen en  $1\%$  y  $20\%$  respectivamente.

Además, cuando la fracción de área de martensita es inferior al  $3\%$  en la segunda fase dura, se hace difícil reducir el límite de alargamiento a  $0.55$  o menos y, por lo tanto, la fracción de área es del  $3\%$  o más.



5 La microestructura puede observarse usando un microscopio óptico después de tomar una muestra, de modo que la sección transversal del espesor de la chapa de la muestra en paralelo con la dirección de laminación se use como superficie de observación, y la superficie de observación se pule, se grave químicamente usando nital y se grave químicamente utilizando un reactivo de LePera, si es necesario. La cantidad total de las fracciones de área de una o más de perlita, bainita y martensita se puede obtener como la fracción de área de fases distintas de la ferrita llevando a cabo análisis de imagen de una foto de microestructura tomada con un microscopio óptico. Es difícil diferenciar la austenita residual de la martensita utilizando un microscopio óptico, pero la fracción de volumen se puede medir mediante un método de difracción de rayos X. Mientras tanto, la fracción de área obtenida de la microestructura es equivalente a la fracción de volumen.

10 Cuando el porcentaje residual de las estructuras duras, como la ferrita no recristalizada y la martensita, es alto, la dureza de una estructura de chapa de acero se vuelve desigual. Cuando la chapa de acero se moldea a presión, la deformación plástica comienza localmente a partir de porciones que tienen una dureza relativamente baja y, por lo tanto, el espesor de la chapa en la dirección de laminación puede volverse desigual. Como resultado, se generan marcas de hendiduras y protuberancias en la superficie de la chapa de acero. Para una chapa de acero que se utiliza para una chapa exterior de automóvil y similares, el aspecto estético de la superficie es importante y, por lo tanto, los defectos de la cavidad estriada y de la superficie de la protuberancia se consideran defectos graves, y se produce una disminución significativa del rendimiento.

20 En la presente invención, se suprime una dureza de estructura desigual, que es la causa de la aparición de defectos de la cavidad estriada y de la superficie de la protuberancia, para suprimir la aparición de defectos de la cavidad estriada y de la superficie de la protuberancia.

En la chapa de acero según la realización de la presente invención, se permite suprimir los defectos de la cavidad estriada y de la superficie de la protuberancia y producir establemente una chapa de acero para automóviles prestando atención a las fracciones de área de la ferrita no recristalizada y la martensita y la relación de aspecto de los granos de cristal de ferrita y el control de la estructura de acero.

25 **[Ejemplos]**

30 Las palanquillas obtenidas fundiendo y fundiendo aceros con las composiciones que se muestran en la Tabla 1 se recalentaron a 1150 °C a 1250 °C y se laminaron en caliente según un método ordinario. En este momento, la temperatura de acabado se ajustó de 860 °C a 940 °C, y la temperatura del devanado se ajustó de 500 °C a 600 °C. Después de eso, la laminación en frío se llevó a cabo en las reducciones porcentuales de espesor como se muestra en la tabla 2, el recocido y, además, la galvanización se llevaron a cabo en las condiciones que se muestran en la tabla 2. Mientras tanto, [-] en la tabla 1 indica que el valor analizado de un componente cayó por debajo del límite de detección. Los valores numéricos subrayados en las tablas respectivas indican que los valores numéricos estaban fuera de los intervalos de la presente invención.

TABLA 1

N.º de acero	Componente (% en masa)																Cr/ (S+H)	Mn/ Cr	Observaciones
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	N	Nb	Ti	Mo	W	B	Ni	Cu	V			
A	0.07	0.01	1.50	0.015	0.0021	0.45	1.050	0.0022	-	-	-	-	-	-	-	-	1.43	2.28	Ejemplo
B	0.06	0.10	1.15	0.008	0.0017	0.55	0.950	0.0029	0.010	-	-	-	-	-	-	-	1.21	1.46	Ejemplo
C	0.05	0.05	1.28	0.014	0.0022	0.25	0.350	0.0028	0.006	0.12	-	-	-	-	-	-	3.66	1.17	Ejemplo
D	0.06	0.03	1.35	0.006	0.0037	0.22	0.250	0.0018	-	-	-	-	-	-	-	-	5.40	1.00	Ejemplo
E	0.05	0.04	1.07	0.011	0.0026	0.27	0.310	0.0025	0.003	-	-	-	0.00	-	-	-	3.45	1.00	Ejemplo
F	0.07	0.05	1.47	0.014	0.0034	0.26	0.220	0.0026	-	-	-	-	-	-	0.14	-	6.68	0.71	Ejemplo
G	0.05	0.06	1.22	0.013	0.0031	0.20	0.300	0.0038	-	-	-	-	-	-	-	-	3.45	1.00	Ejemplo
H	0.07	0.02	1.28	0.010	0.0030	0.11	0.400	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	3.20	3.08	Ejemplo
I	0.05	0.03	1.12	0.012	0.0033	0.12	0.470	0.0030	-	-	-	-	-	-	-	-	2.38	3.13	Ejemplo
J	0.07	0.04	1.35	0.009	0.0036	0.10	0.430	0.0028	-	-	-	-	0.00	-	-	-	3.14	3.07	Ejemplo
K	0.06	0.05	1.12	0.012	0.0033	0.48	0.070	0.0031	-	-	-	-	0.00	-	-	-	16.00	0.13	Ejemplo
L	0.05	0.05	1.45	0.005	0.0029	0.50	0.550	0.0041	-	-	0.50	-	-	-	-	-	2.64	1.00	Ejemplo
M	0.05	0.01	1.30	0.005	0.0021	0.60	0.850	0.0026	-	-	-	-	-	-	0.20	-	1.53	1.39	Ejemplo
N	0.04	0.15	1.25	0.012	0.0028	0.35	0.700	0.0039	-	0.30	-	-	-	-	-	-	1.79	1.40	Ejemplo
O	0.04	0.30	1.35	0.011	0.0025	0.15	0.500	0.0030	-	-	-	-	-	0.15	-	-	2.70	1.11	Ejemplo comparativo
P	0.03	0.05	1.50	0.009	0.0022	0.30	0.650	0.0027	-	0.015	-	-	0.002	-	-	-	2.31	1.86	Ejemplo
Q	0.15	0.05	0.95	0.014	0.0015	0.50	0.350	0.0032	-	-	-	-	-	-	-	-	2.71	0.64	Ejemplo comparativo
R	0.05	0.10	0.35	0.011	0.0023	0.50	1.200	0.0029	0.010	0.020	-	-	-	0.30	-	-	0.29	2.00	Ejemplo comparativo
S	0.05	0.10	1.30	0.008	0.0019	0.03	0.450	0.0025	-	-	0.30	-	-	-	0.30	-	2.89	3.46	Ejemplo comparativo
T	0.05	0.15	1.65	0.009	0.0021	0.30	0.050	0.0023	-	0.15	-	0.001	-	-	-	-	33.00	0.11	Ejemplo
U	0.05	0.15	1.50	0.013	0.0024	0.40	0.300	0.0024	-	-	-	-	-	-	-	-	5.00	0.55	Ejemplo
V	0.07	0.22	1.40	0.007	0.0034	0.38	0.170	0.0027	0.012	-	-	-	-	-	0.06	-	8.24	0.28	Ejemplo comparativo
W	0.05	0.01	1.20	0.012	0.0018	0.15	0.600	0.0028	-	0.015	0.20	-	-	-	-	-	2.00	3.75	Ejemplo
X	0.05	0.03	1.18	0.007	0.0022	0.25	0.005	0.0026	-	-	-	-	-	-	-	-	236.00	0.02	Ejemplo comparativo
Y	0.06	0.02	1.45	0.006	0.0050	0.26	0.200	0.0026	-	-	-	-	-	-	-	-	7.25	0.71	Ejemplo
Z	0.07	0.03	1.12	0.012	0.0030	0.21	1.100	0.0020	-	-	-	-	-	-	0.32	-	1.02	4.58	Ejemplo
AA	0.10	0.10	2.00	0.006	0.0018	0.03	0.180	0.0020	-	-	-	-	-	-	-	-	11.11	1.38	Ejemplo comparativo
AB	0.07	0.13	1.45	0.009	0.0035	0.43	1.670	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	0.67	2.98	Ejemplo comparativo
AC	0.07	0.05	1.17	0.011	0.0027	0.26	0.400	0.0120	-	-	-	-	-	-	-	-	2.93	1.29	Ejemplo comparativo

TABLA 2

N.º de producción	N.º de acero	Reducción porcentual de laminación en frío (%)	Proceso de recocido				Temperatura de tratamiento de exceso (°C)
			Velocidad de calentamiento de Ac1 a Ac3 (°C/s)	Temperatura máxima (°C)	Tiempo de retención (s)	Primera velocidad de enfriamiento (°C/s)	
1	A	75	3	800	100	30	-
2	A	80	5	800	80	25	350
3	A	80	5	800	80	25	-
4	A	75	0.5	780	100	30	-
5	A	55	5	790	120	20	350
6	A	80	5	800	80	1	300
7	B	75	3	780	100	35	350
8	B	75	3	780	100	35	-
9	B	75	5	810	80	30	-
10	B	75	30	800	100	25	-
11	C	75	3	800	120	15	-
12	D	75	5	790	120	10	-
13	D	80	3	800	100	30	350
14	E	70	5	810	100	10	-
15	F	75	5	800	120	20	-
16	G	75	3	800	80	20	-
17	H	75	5	800	120	20	350
18	I	80	5	810	100	10	-
19	J	77	5	820	80	10	-
20	K	80	3	790	100	35	300
21	L	75	3	770	20	30	-
22	L	70	3	820	100	30	350
23	L	70	3	820	100	30	-
25	L	70	5	790	100	30	350
26	M	75	5	790	80	15	350
27	M	80	5	820	80	10	-
28	M	80	5	820	80	10	350
29	M	75	5	870	80	15	350
30	M	70	3	810	100	20	-

ES 2 795 653 T3

N.º de producción	N.º de acero	Reducción porcentual de laminación en frío (%)	Proceso de recocido				Temperatura de tratamiento de exceso (°C)
			Velocidad de calentamiento de Ac1 a Ac3 (°C/s)	Temperatura máxima (°C)	Tiempo de retención (s)	Primera velocidad de enfriamiento (°C/s)	
31	N	75	3	770	120	25	-
32	N	75	3	780	100	20	350
33	N	75	3	780	100	20	-
34	N	75	5	750	5	20	-
39	<u>Q</u>	75	3	800	80	1	300
40	P	70	5	780	120	20	-
41	P	75	5	810	100	30	350
42	P	75	5	810	100	30	-
43	P	75	15	800	80	30	-
44	P	50	3	800	120	25	-
45	<u>Q</u>	75	3	800	100	20	350
46	<u>Q</u>	75	3	800	100	20	-
47	<u>R</u>	70	3	800	100	20	-
48	<u>S</u>	75	5	770	100	20	-
49	T	75	3	800	100	20	350
50	T	75	3	800	100	20	-
51	U	80	5	780	80	20	-
52	<u>V</u>	70	5	800	100	15	-
54	<u>X</u>	70	5	810	100	15	-
56	Z	75	5	810	100	30	-
57	<u>AA</u>	55	50	770	10	50	300
58	<u>AB</u>	75	5	810	100	5	-
59	<u>AC</u>	70	3	800	120	20	-



ES 2 795 653 T3

N.º de producción	Tiempo de exceso (s)	Temperatura de galvanización (°C)	Temperatura de tratamiento de aleación (°C)	Tiempo de aleación (s)	Segunda velocidad de enfriamiento (°C/s)	Porcentaje de alargamiento SPM (%)	Observaciones
1	-	460	-	-	2	0.6	Ejemplo
2	200	-	-	-	2.5	0.8	Ejemplo
3	-	460	-	-	2	0.6	Ejemplo
4	-	460	-	-	2	0.6	Ejemplo comparativo
5	200	-	-	-	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
6	200	-	-	-	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
7	200	-	-	-	2	0.6	Ejemplo
8	-	460	520	15	2.5	0.6	Ejemplo
9	-	460	520	15	2.5	0.6	Ejemplo
10	-	460	520	15	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
11	-	460	510	20	2	0.8	Ejemplo
12	-	460	520	15	2.5	0.8	Ejemplo
13	200	-	-	-	2.5	0.8	Ejemplo
14	-	460	500	15	2	0.4	Ejemplo
15	-	460	510	20	2.5	1	Ejemplo
16	-	460	530	20	2	0.8	Ejemplo
17	200	-	-	-	2	0.6	Ejemplo
18	-	460	520	20	2.5	0.8	Ejemplo
19	-	460	520	15	2.5	0.6	Ejemplo
20	250	-	-	-	2	1	Ejemplo
21	-	460	520	20	2	0.6	Ejemplo
22	200	-	-	-	2.5	0.8	Ejemplo
23	-	460	520	20	2	0.6	Ejemplo
25	200	-	-	-	2	2.2	Ejemplo comparativo
26	200	-	-	-	2.5	0.6	Ejemplo
27	-	460	520	15	2.5	0.6	Ejemplo
28	200	-	-	-	2.5	0.6	Ejemplo
29	200	-	-	-	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
30	-	460	520	15	5	0.4	Ejemplo

N.º de producción	Tiempo de exceso (s)	Temperatura de galvanización (°C)	Temperatura de tratamiento de aleación (°C)	Tiempo de aleación (s)	Segunda velocidad de enfriamiento (°C/s)	Porcentaje de alargamiento SPM (%)	Observaciones
31	-	460	540	15	2.5	0.6	Ejemplo
32	200	-	-	-	2	1	Ejemplo
33	-	460	540	15	2.5	0.6	Ejemplo
34	-	460	540	15	2	0.6	Ejemplo comparativo
39	250	-	-	-	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
40	-	460	500	20	2.5	0.6	Ejemplo
41	200	-	-	-	2	0.4	Ejemplo
42	-	460	500	20	2.5	0.6	Ejemplo
43	-	460	500	20	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
44	-	460	500	20	2.5	0.8	Ejemplo comparativo
45	200	-	-	-	2	0.6	Ejemplo comparativo
46	-	460	520	15	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
47	-	460	520	15	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
48	-	460	520	15	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
49	200	-	-	-	2	0.6	Ejemplo
50	-	460	520	15	2.5	0.6	Ejemplo
51	-	460	520	15	2.5	0.6	Ejemplo
52	-	460	540	15	2.5	1	Ejemplo comparativo
54	-	460	500	20	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
56	-	460	500	20	2.5	0.4	Ejemplo
57	250	-	-	-	2.5	0.6	Ejemplo comparativo
58	-	460	540	20	3	0.6	Ejemplo comparativo
59	-	450	510	20	2.5	0.6	Ejemplo comparativo

5 Se tomó una muestra de ensayo de tracción según JIS Z 2201 N.º 5 de una chapa de acero que había sido laminada en frío después de ser producida considerando la dirección de ancho (conocida como la dirección TD) como la dirección longitudinal, y las características de tracción en la dirección TD se evaluaron según JIS Z 2241. Además, se realizó un ensayo de flexión ajustada mediante un método de curva de devanado en condiciones del radio interno establecido en cero y el ángulo de flexión establecido en 180° utilizando una muestra de ensayo según JIS Z 2248 N.º 3, y se observó visualmente la superficie de la muestra de ensayo. En el ensayo de flexión, en un caso en el que no se produjeron grietas en la chapa de acero, y no se encontraron fisuras y otros defectos en la observación visual, se evaluó que la procesabilidad de flexión ajustada era favorable y, en un caso en el que las grietas ocurrieron en la chapa de acero, y se observaron visualmente fisuras y otros defectos en la observación visual, se evaluó que la capacidad de procesamiento de flexión ajustada era pobre.

15 La microestructura de la sección transversal del espesor de la chapa de acero se observó usando un microscopio óptico después de tomar una muestra, de modo que la dirección de laminación se utilizó como superficie de observación y se grabó químicamente mediante un método LePera. La fracción de área de la segunda fase dura se obtuvo como la suma de fases distintas de la ferrita llevando a cabo análisis de imagen de una foto de microestructura tomada con un microscopio óptico. Además, la fracción de área de la ferrita no recristalizada y la fracción de área del resto, es decir, la ferrita que excluye la ferrita no recristalizada se obtuvieron midiendo la orientación del cristal del

EBSP, verificando los resultados de la medición y la foto de la estructura microscópica óptica, y realizando análisis de imágenes.

Los tamaños de grano de ferrita, los valores promedio de las relaciones de aspecto de los granos de ferrita y las fracciones de los granos de ferrita que tienen una relación de aspecto de 1.2 o menos se obtuvieron mediante análisis de imagen de fotos de estructura tomadas con el microscopio óptico anterior.

Los resultados del análisis se muestran en la Tabla 3.

TABLA 3

N.º de producción	N.º de acero	Microestructura							
		Fración de área de ferrita (%)	Fración de área de ferrita no recristalizada (%)	Tamaño de grano de ferrita ( $\mu m$ )	Relación de aspecto promedio	Relación de aspecto de 1,2 o menos	Área de la segunda fase dura	Fración de área de martensita (%)	Otras segundas fases duras
1	A	87	0	8	1.1	75	13	7	6
2	A	88	1	8	1.15	75	12	7	5
3	A	88	1	8	1.15	75	12	7	5
4	A	90	0	22	1.05	85	10	6	4
5	A	88	20	5	2	50	12	7	5
6	A	85	1	9	1.15	60	15	2	13
7	B	90	3	7	1.1	70	10	5	5
8	B	90	3	7	1.1	70	10	5	5
9	B	89	4	7	1.15	70	11	6	5
10	B	90	25	4	2.5	50	10	7	3
11	C	90	1	8	1.1	65	10	6	4
12	D	88	0	13	1.15	70	12	5	7
13	D	90	2	11	1.15	70	10	4	6
14	E	91	1	9	1.1	70	9	4	5
15	F	90	2	11	1.15	70	10	4	6
16	G	90	1	7	1.2	65	10	6	4
17	H	89	2	8	1.15	75	11	4	7
18	I	91	0	8	1.2	75	9	3	6
19	J	87	2	7	1.15	75	13	4	9
20	K	86	0	10	1.1	70	14	7	7
21	L	91	0	9	1.1	85	9	5	4
22	L	86	0	8	1.1	75	14	8	6
23	L	86	0	8	1.1	75	14	8	6
25	L	87	0	8	1.15	85	13	7	6
26	M	89	1	8	1.15	75	11	6	5
27	M	88	0	7	1.15	75	12	5	7
28	M	88	0	7	1.15	75	12	5	7
29	M	70	0	7	1.15	60	30	9	21
30	M	86	0	8	1.15	75	14	8	6



ES 2 795 653 T3

N.º de producción	N.º de acero	Microestructura							
		Fracción de área de ferrita (%)	Fracción de área de ferrita no recristalizada (%)	Tamaño de grano de ferrita ( $\mu\text{m}$ )	Relación de aspecto promedio	Relación de aspecto de 1,2 o menos	Área de la segunda fase dura	Fracción de área de martensita (%)	Otras segundas fases duras
31	N	88	1	8	1.1	75	12	6	6
32	N	87	1	7	1.1	75	13	7	6
33	N	87	1	7	1.1	75	13	7	6
34	N	96	2	6	1.3	55	4	2	2
39	Q	91	0	9	1.45	60	9	2	7
40	P	89	3	6	1.15	70	11	5	6
41	P	87	1	6	1.15	70	13	6	7
42	P	87	1	6	1.15	70	13	6	7
43	P	89	12	6	1.8	55	11	6	5
44	P	88	15	5	1.9	50	12	6	6
45	Q	78	0	7	1.1	60	22	10	12
46	Q	78	0	7	1.1	60	22	10	12
47	R	86	5	5	1.35	55	14	2	12
48	S	75	1	8	1.15	60	25	4	21
49	T	87	1	8	1.15	75	13	2	11
50	T	87	1	8	1.15	75	13	2	11
51	U	88	0	7	1.15	75	12	2	10
52	V	91	3	4	1.2	65	9	3	6
54	X	79	0	10	1.15	80	21	4	17
56	Z	86	0	8	1.15	75	14	8	6
57	AA	65	25	4	2.8	35	35	20	15
58	AB	76	1	11	1.25	60	24	15	9
59	AC	85	3	4	1.15	70	15	5	10



ES 2 795 653 T3

N.º de producción	Características mecánicas					Templabilidad de homocido de pintura			Observaciones
	YS (MPa)	TS (MPa)	YR	EI (%)	TS x EI (MPa-%)	Procesabilidad de flexión ajustada	Cantidad de BH (MPa)	Envejecimiento por deformación YS (MPa)	
1	229	456	0.5	39	17784	Favorable	60	375	Ejemplo
2	223	452	0.49	40	18080	Favorable	59	370	Ejemplo
3	220	453	0.49	41	18573	Favorable	65	380	Ejemplo
4	201	385	0.52	44	16940	Favorable	58	360	Ejemplo Comparativo
5	290	475	0.61	34	16150	Favorable	62	360	Ejemplo Comparativo
6	296	448	0.66	36	16128	Favorable	43	378	Ejemplo Comparativo
7	231	447	0.52	40	17880	Favorable	66	380	Ejemplo
8	221	447	0.49	41	18327	Favorable	58	373	Ejemplo
9	236	451	0.52	40	18040	Favorable	57	381	Ejemplo
10	351	483	0.73	33	15939	Pobre	62	418	Ejemplo Comparativo
11	253	453	0.56	39	17667	Favorable	51	358	Ejemplo
12	262	462	0.57	38	17556	Favorable	57	382	Ejemplo
13	258	464	0.56	39	18096	Favorable	59	386	Ejemplo
14	254	456	0.56	39	17784	Favorable	53	363	Ejemplo
15	270	470	0.57	37	17390	Favorable	55	377	Ejemplo
16	257	460	0.56	40	18400	Favorable	50	363	Ejemplo
17	269	483	0.56	36	17388	Favorable	67	404	Ejemplo
18	268	456	0.59	38	17328	Favorable	54	371	Ejemplo
19	269	475	0.57	37	17575	Favorable	56	372	Ejemplo
20	270	477	0.57	38	18126	Favorable	62	389	Ejemplo
21	234	448	0.52	39	17472	Favorable	60	371	Ejemplo
22	220	472	0.47	38	17936	Favorable	66	375	Ejemplo
23	222	471	0.47	37	17427	Favorable	64	370	Ejemplo
25	285	455	0.63	35	15925	Favorable	30	320	Ejemplo Comparativo
26	222	446	0.49	39	17394	Favorable	59	365	Ejemplo
27	241	455	0.53	38	17290	Favorable	54	363	Ejemplo
28	236	452	0.52	38	17176	Favorable	60	367	Ejemplo
29	310	520	0.6	32	16640	Favorable	65	396	Ejemplo Comparativo
30	252	475	0.53	35	16625	Favorable	51	360	Ejemplo

N.º de producción	Características mecánicas					Templabilidad de hornado de pintura			Observaciones
	YS (MPa)	TS (MPa)	YR	EI (%)	TS x EI (MPa%)	Procesabilidad de flexión ajustada	Cantidad de BH (MPa)	Envejecimiento por deformación YS (MPa)	
31	222	449	0.49	39	17511	Favorable	58	372	Ejemplo
32	233	453	0.51	38	17214	Favorable	63	380	Ejemplo
33	225	452	0.5	38	17176	Favorable	61	378	Ejemplo
34	253	431	0.59	36	15516	Favorable	48	380	Ejemplo Comparativo
39	275	442	0.62	36	15912	Pobre	52	391	Ejemplo Comparativo
40	238	450	0.53	38	17100	Favorable	58	377	Ejemplo
41	249	451	0.55	38	17138	Favorable	67	385	Ejemplo
42	236	452	0.52	38	17176	Favorable	59	374	Ejemplo
43	280	460	0.61	35	16100	Pobre	57	401	Ejemplo Comparativo
44	295	470	0.63	34	15980	Pobre	55	360	Ejemplo Comparativo
45	291	511	0.57	30	15330	Pobre	66	407	Ejemplo Comparativo
46	295	510	0.58	30	15300	Favorable	63	408	Ejemplo Comparativo
47	310	445	0.7	34	15130	Favorable	50	420	Ejemplo Comparativo
48	285	473	0.6	33	15609	Favorable	58	388	Ejemplo Comparativo
49	284	448	0.63	35	15680	Favorable	49	381	Ejemplo
50	289	449	0.64	35	15715	Favorable	50	387	Ejemplo
51	279	452	0.62	34	15368	Favorable	52	392	Ejemplo
52	256	447	0.57	35	15645	Pobre	55	366	Ejemplo Comparativo
54	305	442	0.69	35	15470	Favorable	35	355	Ejemplo Comparativo
56	249	448	0.56	37	16576	Favorable	60	365	Ejemplo
57	510	840	0.61	18	15120	Pobre	72	610	Ejemplo Comparativo
58	296	520	0.57	32	16840	Pobre	85	420	Ejemplo Comparativo
59	289	495	0.79	34	16830	Pobre	25	484	Ejemplo Comparativo

El límite elástico y límite de alargamiento tienen una fuerte correlación con la capacidad de procesamiento, en particular, la moldeabilidad por presión y la capacidad de procesamiento de una chapa de acero que tiene un límite elástico de más de 270 MPa y un límite de alargamiento de más de 0.55 no es suficiente. Por lo tanto, los límites superiores favorables del límite elástico y el límite de alargamiento se establecen en 270 MPa o menos y 0.55 o menos respectivamente.

5

El límite elástico (en lo sucesivo, también denominado simplemente límite elástico de envejecimiento por deformación) y la cantidad de BH de una chapa de acero cuando se vuelve a someter a tensión después de la adición de una deformación previa por tracción del 2% y después el envejecimiento a 170 °C durante 1200 segundos tienen una correlación positiva con la resistencia a abolladuras de un miembro que ha sido sometido a moldeo y, además, a un tratamiento de horneado de pintura, y se refieren a la carga de alargamiento de envejecimiento por deformación y la cantidad de BH medida según el método de un ensayo de templabilidad de horneado de pintura como se describe en el apéndice de JIS G 3135. En un caso en el que la cantidad de BH es inferior a 50 MPa y el límite elástico de envejecimiento por deformación es inferior a 330 MPa, existe un caso en el que el espesor de la chapa de acero no puede reducirse lo suficiente del punto de vista de la resistencia a la abolladura. Por lo tanto, la cantidad de BH y el

10

15

## ES 2 795 653 T3

límite elástico de envejecimiento por deformación se establecen favorablemente en 50 MPa o más y 330 MPa o más respectivamente.

5 El equilibrio resistencia-ductilidad  $TS \times EL$  [MPa · %] es un índice de moldeabilidad y, cuando el equilibrio resistencia-ductilidad  $TS \times EL$  [MPa · %] es inferior a 17000, hay un caso en el que una chapa de acero se rompe durante el moldeo, y por lo tanto el equilibrio fuerza-ductilidad  $TS \times EL$  [MPa · %] es preferiblemente 17000 o más. El equilibrio resistencia-ductilidad  $TS \times EL$  [MPa · %] es más preferiblemente 17500 o más para evitar que una chapa de acero se rompa en condiciones de moldeo más estrictas.

Los N.º de producción 1-3, 7-9, 18, 19, 21-23, 26-28, 30-33, 40-42, 49-51 y 56 son ejemplos de referencia.

10 Como se muestra en la tabla 3, el resultado es que es posible obtener una chapa de acero galvanizado de alta resistencia que tenga un bajo límite elástico, un bajo límite de alargamiento, una procesabilidad de flexión ajustada favorable y un excelente equilibrio de resistencia-ductilidad sometiendo el acero que tiene componentes químicos de la presente invención para laminación en caliente y laminación en frío en condiciones apropiadas y, además, recocido en condiciones apropiadas.

15 Para el acero O, dado que la cantidad de Si es grande y la relación de aspecto de los granos de cristal de ferrita es grande, la capacidad de procesamiento de flexión ajustada se vuelve pobre.

Para el acero Q, dado que la cantidad de C es grande, la fracción del área de ferrita es baja, y el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

Para el acero R, dado que la cantidad de Mn es pequeña, la cantidad de martensita disminuye, y el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

20 Para el acero S, dado que la cantidad de Al es pequeña, la fracción del área de ferrita es pequeña, y el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

Para el acero V, dado que la cantidad de Si es grande, la capacidad de procesamiento de flexión ajustada se vuelve pobre.

25 Para el acero X, dado que la cantidad de Cr es pequeña, la cantidad de martensita disminuye, y el límite elástico y la tasa de rendimiento son altos.

30 El acero AA tiene sustancialmente la misma composición que el acero 1 en el documento de patente 6, una gran cantidad de Mn y una baja cantidad de Al, y por lo tanto la fracción de área de ferrita es pequeña. Además, en la producción N.º 57 que se realizó según el método descrito en el documento de patente 6 usando acero AA, dado que la reducción porcentual en el espesor de la laminación en frío es pequeña, la cantidad de ferrita no recristalizada es grande, por lo tanto, el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

Para el acero AB, dado que la cantidad de Cr es grande, la cantidad de martensita aumenta, y la resistencia a la tracción y el límite elástico son altos.

Para el acero AC, dado que la cantidad de N es grande, el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

35 Para la producción N.º 4, la velocidad de calentamiento desde el punto de transformación Ac1 al punto de transformación Ac3 es lenta en el recocido, y el tamaño de grano de cristal de la ferrita es grande. Por lo tanto, la resistencia a la tracción es baja, y el  $TS \times EL$  es bajo.

Para la producción N.º 5, dado que la reducción porcentual en el espesor de la laminación en frío es pequeña, la cantidad de ferrita no recristalizada es grande. Por lo tanto, el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

40 Para la producción N.º 6, la velocidad de enfriamiento es temporalmente lenta. Por lo tanto, la cantidad de martensita disminuye, y el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

Para la producción N.º 10, dado que la velocidad de calentamiento es rápida en el recocido, la fracción de ferrita no recristalizada es grande, la relación de aspecto de los granos de ferrita es grande y el tamaño de grano de cristal de la ferrita se refina. Por lo tanto, el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

45 Para la producción N.º 24, dado que la temperatura máxima es baja en el recocido y la cantidad de martensita es pequeña, la resistencia a la tracción es baja.

Para la producción N.º 25, dado que el porcentaje de reducción en el espesor de la caja de laminación es grande, la cantidad de BH es pequeña.

Para la producción N.º 29, dado que la temperatura máxima es alta en el recocido, la fracción de la segunda fase dura es grande, y el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

Para la producción N.º 34, dado que el tiempo de retención a la temperatura máxima es corto en el recocido, la cantidad de martensita es pequeña y la relación de aspecto de los granos de cristal de ferrita es grande, y por lo tanto el límite de alargamiento es grande.

5 Para la producción N.º 43, dado que la velocidad de calentamiento es rápida en el recocido, la fracción de ferrita no recristalizada es grande, y el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

Para la producción N.º 44, dado que la reducción porcentual en el espesor de la laminación en frío es pequeña, la fracción de ferrita no recristalizada es grande, y el límite elástico y el límite de alargamiento son altos.

#### **Aplicabilidad industrial**

10 Según los aspectos respectivos de la presente invención, es posible proporcionar una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de 390 MPa a 500 MPa, tiene un bajo límite elástico y un bajo índice de rendimiento, un excelente equilibrio resistencia-ductilidad y una templabilidad de horneado de pintura, lo que hace una contribución extremadamente significativa a la industria. Además, la presente invención hace posible reducir, en particular, el espesor de la chapa de un panel exterior de un automóvil para el que se requiere una excelente procesabilidad, particularmente, moldeo por prensado, templabilidad de horneado de pintura y calidad de superficie, y por lo tanto  
15 exhibe un efecto extremadamente notable, que contribuye significativamente a una disminución en el peso de una carrocería de automóvil y similares. Además, es posible suprimir de manera estable la aparición de hendiduras estriadas y defectos en la superficie de la protuberancia y mejorar significativamente el rendimiento de una chapa de acero de alta resistencia.

**REIVINDICACIONES**

1. Una chapa de acero de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción de 390 MPa a 500 MPa que consiste, en % en masa:

C: 0.01% a 0.10%;

5 Si: 0.01% a 0.15%;

Mn: 0.80% a 1.50%;

P: 0.0005% a 0.10%;

S: 0.0005% a 0.015%;

Al: 0.10% a 0.80%;

10 Cr: 0.01% a 0.40%;

N: 0.0005% a 0.0100%;

además opcionalmente comprende, en % en masa, uno o más de:

Nb: 0.0005% a 0.0500%;

Ti: 0.0005% a 0.0500%;

15 Mo: 0.005% a 1.500%;

W: 0.005% a 1.500%;

B: 0.0001% a 0.0100%;

Ni: 0.005% a 1.500%;

Cu: 0.005% a 1.500%; y

20 V: 0.005% a 1.500%; y

un resto que consiste en hierro e impurezas inevitables, en donde:

una estructura metálica está compuesta de ferrita y una segunda fase dura que comprende martensita y opcionalmente una o ambas de bainita y austenita residual;

una fracción de área de la ferrita es 80% o más;

25 una fracción de área de la segunda fase dura es de 1% a 20%;

una fracción de área de la martensita es 3% o más;

una fracción de ferrita no recristalizada en la ferrita es inferior al 10%;

los tamaños de grano de ferrita son de 5  $\mu\text{m}$  a 20  $\mu\text{m}$ ; y

una fracción de granos de cristal de ferrita que tiene una relación de aspecto, que es la relación entre el lado largo y

30 el lado corto, de 1.2 o menos en granos totales de cristal de ferrita es 60% o más.

2. La chapa de acero de alta resistencia según la reivindicación 1, en donde una composición componente de la chapa de acero de alta resistencia satisface

Mn/Cr es 3.0 o menos, y

Cr/(Si + Al) es 3.0 o menos.

35 3. La chapa de acero de alta resistencia según la reivindicación 1 o 2, que comprende, en % en masa, uno o más de:

Nb: 0.0005% a 0.0500%;

Ti: 0.0005% a 0.0500%;

Mo: 0.005% a 1.500%;

## ES 2 795 653 T3

W: 0.005% a 1.500%;

B: 0.0001% a 0.0100%;

Ni: 0.005% a 1.500%;

Cu: 0.005% a 1.500%; y

5 V: 0.005% a 1.500%.

4. La chapa de acero de alta resistencia según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en donde se proporciona una capa de galvanización de zinc o una capa de galvanización de aleación de zinc en una superficie de la chapa de acero de alta resistencia.

5. La chapa de acero de alta resistencia según la reivindicación 4,

10 en donde la chapa de acero de alta resistencia comprende además Cr: 0.20% a 0.40%, y P: menos de 0.015%.

6. Un método para producir una chapa de acero de alta resistencia según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en donde una palanquilla que tiene un componente químico de la chapa de acero de alta resistencia según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3 es laminada en caliente, decapada, laminada en frío con una reducción porcentual en un espesor de más del 60% al 90% para obtener una chapa de acero,

15 entonces, la chapa de acero se calienta a un intervalo de temperatura de 720 °C a 850 °C a una velocidad de calentamiento controlada de 1 °C/s a 10 °C/s en un intervalo de temperatura de un punto de transformación  $Ac_1$  a un punto de transformación  $Ac_3$ , y se somete a un recocido durante un tiempo de retención de 10 segundos a 200 segundos durante el cual la temperatura de la chapa de acero es de 720 °C a 850 °C, y después del recocido, la chapa de acero se somete a un primer enfriamiento a 500 °C o inferior a una velocidad de enfriamiento de 3 °C/s a 250 °C/s, y después se somete a una laminación con caja de laminación de 2.0% o menos.

20 7. El método para producir la chapa de acero de alta resistencia según la reivindicación 6, en donde se lleva a cabo un tratamiento térmico en un intervalo de temperatura de 200 °C a 450 °C durante 30 segundos o más antes de la laminación con caja de laminación, y se somete a un segundo enfriamiento a una velocidad de enfriamiento de 1 °C/s a 3 °C/s a 100 °C o inferior después del tratamiento térmico.

25 8. El método para producir la chapa de acero de alta resistencia según la reivindicación 6, en donde la galvanización se lleva a cabo en la chapa de acero después del primer enfriamiento y antes de la laminación con caja de laminación.

9. El método para producir la chapa de acero de alta resistencia según la reivindicación 8, en donde se lleva a cabo un tratamiento térmico para la aleación durante 10 segundos o más en un intervalo de temperatura de 450 °C a 600 °C en un momento posterior a la galvanización y antes de la laminación con caja de laminación.

30 10. El método para producir la chapa de acero de alta resistencia según la reivindicación 7, en donde la galvanización se lleva a cabo en la chapa de acero en un momento después del tratamiento térmico y antes del segundo enfriamiento.

11. El método para producir la chapa de acero de alta resistencia según la reivindicación 10, en donde el tratamiento térmico para la aleación se lleva a cabo durante 10 segundos o más en un intervalo de temperatura de 450 °C a 600 °C en un momento posterior a la galvanización y antes del segundo enfriamiento.

FIG. 1

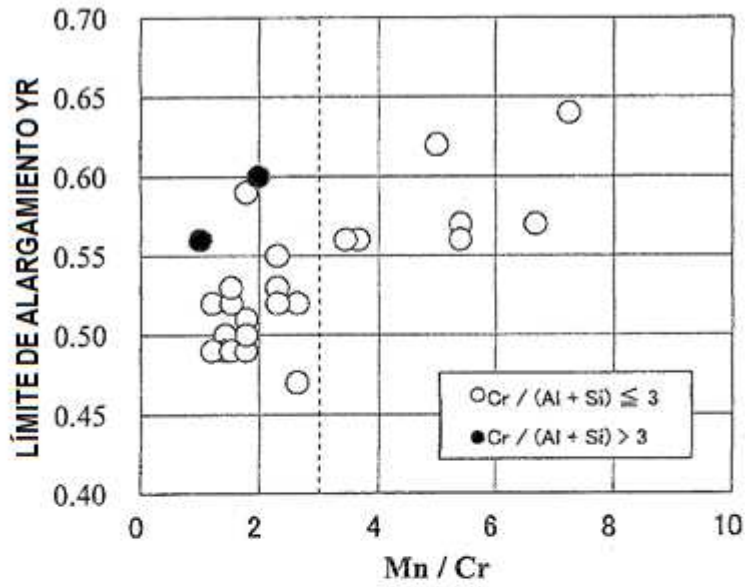


FIG. 2

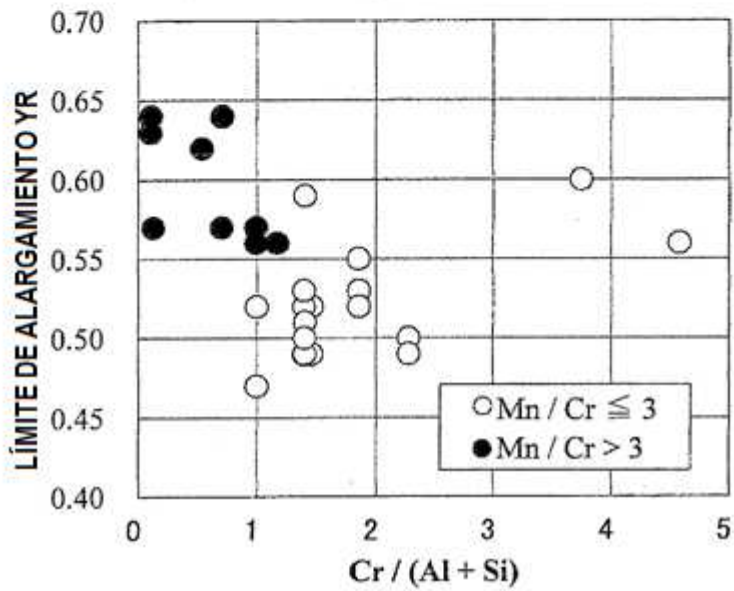
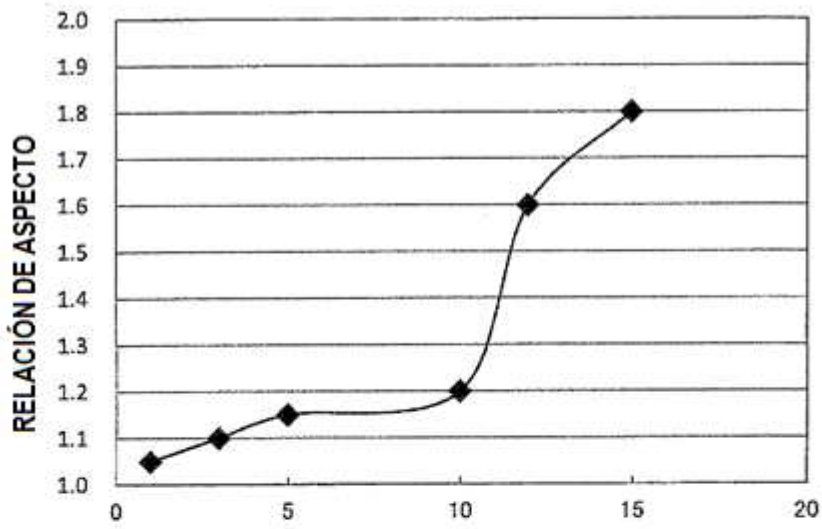


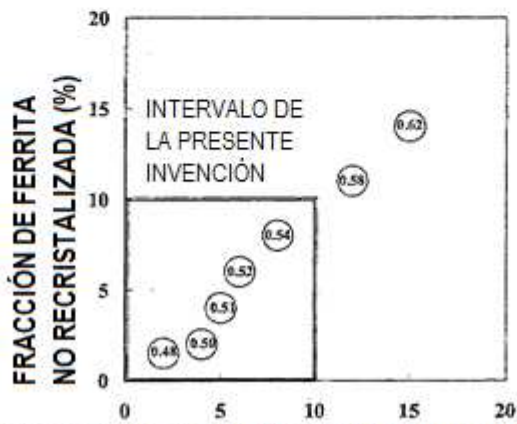


FIG. 3



VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO EN EL INTERVALO DE TEMPERATURA DEL PUNTO DE TRANSFORMACIÓN Ac1 AL PUNTO DE TRANSFORMACIÓN Ac3 (°C/s)

FIG. 4



VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO EN EL INTERVALO DE TEMPERATURA DEL PUNTO DE TRANSFORMACIÓN Ac1 AL PUNTO DE TRANSFORMACIÓN Ac3 (°C/s)