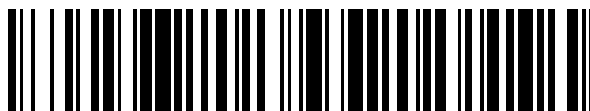


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 578 952**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
C23C 2/28 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/08 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.03.2009 E 09724026 (1)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **04.05.2016 EP 2256224**

54 Título: **Chapa de acero laminada en frío, chapa de acero galvanizado de alta resistencia y chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad, y métodos para fabricar las mismas**

30 Prioridad:

27.03.2008 JP 2008083357

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
03.08.2016

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**AZUMA, MASAFUMI;
YOSHINAGA, NAOKI;
MARUYAMA, NAOKI;
SUZUKI, NORIYUKI y
SAKUMA, YASU HARU**

74 Agente/Representante:

DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto

ES 2 578 952 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 frío, chapa de acero galvanizado de alta resistencia y chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad, y métodos para fabricar las mismas

5 Campo técnico

La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia, una chapa de acero galvanizado de alta resistencia y una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad, así como a métodos para fabricar estas chapas de acero.

10 Esta solicitud reivindica prioridad de la Solicitud de Patente Japonesa No. 2008-083357, presentada el 27 de marzo de 2008, cuyo contenido se incorpora a la presente por referencia.

Técnica anterior

15 En los últimos años, en la industria del automóvil, se ha utilizado chapa de acero de alta resistencia para lograr la una combinación de funciones para la protección de los ocupantes en caso de colisión y una reducción en peso que mejora el consumo de combustible. En términos de asegurar la seguridad favorable en caso de colisión, mayor apreciación de los factores de seguridad y regulaciones más estrictas significan que ahora hay una necesidad de utilizar chapa de acero de alta resistencia para los componentes de forma compleja, que hasta ahora han sido fabricados a partir de chapa de acero de baja resistencia. Por este motivo, superiores propiedades de expansión de orificios están siendo exigidas para acero de alta resistencia.

20 Muchos de los componentes dentro de un automóvil se unen utilizando técnicas de soldadura tales como soldadura por puntos, soldadura por arco o soldadura por láser: y por ello, a fin de mejorar la seguridad de colisión para el vehículo, es necesario que estas uniones no se fracturen tras la colisión. En otras palabras, si se produce una fractura en una unión tras la colisión, incluso si entonces la resistencia del acero es adecuada, la estructura de la unión es incapaz de absorber satisfactoriamente la energía de colisión, haciendo imposible lograr el desempeño de absorción de energía de colisión necesario.

25 Por consiguiente, los componentes de automóviles también deben exhibir excelente resistencia de unión para uniones fabricadas mediante soldadura por puntos, soldadura por arco, soldadura por láser, o similares. Sin embargo, surge el problema de que a medida que las cantidades de C, Si, Mn, y similares se incrementan para lograr una mayor resistencia de la chapa de acero, tiende a producirse un deterioro de acompañamiento en la resistencia de las partes soldadas, lo que significa que es deseable que el fortalecimiento del acero se consiga sin un excesivo aumento en las cantidades de los elementos de aleación incorporados dentro del acero.

30 Los ejemplos de indicadores para la evaluación de la resistencia de una unión soldada por puntos incluye una prueba de resistencia a la fatiga por tracción (TSS) prescrita en la norma JIS Z 3136 en la que se aplica una tensión de corte a la soldadura, y una prueba de resistencia por tracción cruzada (CTS) prescrita en la norma JIS Z 3137 en la que se aplica la tensión en la dirección de separación de la unión. De estas dos pruebas, se sabe que el valor TSS aumenta con el aumento de la resistencia de la chapa de acero, mientras que el valor CTS no aumenta incluso con un aumento en la resistencia de la chapa de acero. Como resultado, la relación de ductilidad, que está representada por la relación entre TSS y CTS, disminuye con el aumento de la adición de componentes de aleación al acero, es decir, con un incremento en la resistencia del acero. Es bien conocido que la chapa de acero de alta resistencia con un alto contenido de C tiene problemas en términos de capacidad de soldadura por puntos (véase el documento no patente 1

35 Por otro lado, la conformabilidad de un material tiende a deteriorarse a medida que la resistencia del material se incrementa, y si debe utilizarse una chapa de acero de alta resistencia para formar un miembro con una forma compleja, entonces se debe fabricar una chapa de acero que satisface la favorable conformabilidad y alta resistencia. Aunque se utiliza el término simple "conformabilidad", cuando se aplica a un miembro con una forma compleja, tal como un componente del automóvil, el componente requiere en realidad una combinación de una variedad de diferentes propiedades de conformabilidad incluyendo ductilidad, conformabilidad por estiramiento, capacidad de flexión, capacidad de expansión de orificios, y conformabilidad de reborde por estiramiento.

40 Se sabe que la ductilidad y conformabilidad por estiramiento se correlacionan con el coeficiente de endurecimiento de trabajo (el valor n), y se sabe que las chapas de acero con valores n altos presentan excelente conformabilidad. Los ejemplos de chapas de acero que exhiben excelente ductilidad y conformabilidad por estiramiento incluyen chapas de acero DP (fase dual) en las que la microestructura de la chapa de acero se compone de ferrita y martensita, y chapas de acero TRIP (Plasticidad inducida por transformación) en las que la microestructura de la chapa de acero incluye austenita residual.

45 Por otro lado, los ejemplos conocidos de chapas de acero que exhiben excelente capacidad de expansión de orificios incluyen chapas de acero que tienen una microestructura de fase simple de ferrita fortalecida en la

precipitación, y chapas de acero que tienen una microestructura de fase simple de bainita (véanse los Documentos patente 1 a 3, y Documento no patente 2).

Además, se sabe que la capacidad de flexión se correlaciona con la uniformidad estructural, y se ha demostrado que la capacidad de flexión se puede mejorar mediante la mejora de la uniformidad de la microestructura de acero (véase el Documento no patente 3).

Por consiguiente, ya se conocen las chapas de acero en las que se forma la microestructura de acero como una microestructura de fase simple de ferrita fortalecida en la precipitación (Documento no patente 2) y chapas de acero DP que, aunque tienen microestructuras de fase dual compuestas de ferrita y martensita, exhiben una mejora en la uniformidad como resultado de la miniaturización de las microestructuras de acero (véase el Documento patente 4).

Las chapas de acero DP contienen ferrita altamente dúctil como fase principal, y mediante la dispersión de martensita que es la microestructura dura dentro de la microestructura de la chapa de acero, puede lograrse excelente ductilidad. Además, la ferrita más blanda se moldea fácilmente, y porque se introduce una gran cantidad de dislocación al mismo tiempo que el moldeo, y posteriormente se endurece, el valor n es alto. Sin embargo, si la microestructura de acero se compone de ferrita blanda y martensita dura, entonces, debido a que las capacidades de moldeo de las dos microestructuras difieren, cuando se lleva a cabo el moldeo como parte de las operaciones a gran escala, tales como el procesamiento de expansión de orificios, micro-huecos pequeños tienden a formarse en las interfaces entre las dos microestructuras diferentes, dando como resultado un marcado deterioro en la capacidad de expansión de orificios. La fracción de volumen de martensita incorporada dentro de la chapa de acero DP que tiene una resistencia a la tracción máxima de 590 MPa o mayor es comparativamente grande, y debido a que el acero también contiene una multitud de interfaces de ferrita-martensita, los micro-huecos formados en estas interfaces se pueden interconectar fácilmente, lo que puede conducir a la formación de grietas y fracturas. Por estos motivos, las propiedades de capacidad de expansión de orificios de las chapas de acero DP es pobre (véase el documento no patente 4).

Se sabe que una microestructura que contiene martensita templada puede utilizarse para mejorar la capacidad de expansión de orificios en estas chapas de acero DP compuestas de ferrita y martensita (ver Documento patente 5). Sin embargo, es necesario llevar a cabo un tratamiento de templado adicional con el fin de mejorar la capacidad de expansión de orificios, por ello, surgen problemas de productividad. Además, también es inevitable una disminución en la resistencia de la chapa de acero debido a la martensita templada. Como resultado, la cantidad de C añadido al acero debe incrementarse para mantener la resistencia del acero, pero esto provoca un deterioro en la soldabilidad. En otras palabras, con respecto a las chapas de acero DP formadas a partir de ferrita y martensita, ha demostrado ser imposible lograr resistencia del orden de 880 MPa, así como favorable capacidad de expansión de orificios y soldabilidad.

Además, cuando la martensita templada se convierte en una microestructura dura, la fracción de volumen de ferrita debe reducirse a fin de mantener la resistencia; sin embargo, esto resulta en un deterioro en la ductilidad.

Además, en un desarrollo relacionado a la chapa de acero DP, se ha propuesto una chapa de acero galvanizado de por inmersión en caliente de alta resistencia que se compone de ferrita y una segunda fase dura, y este acero exhibe e excelente equilibrio entre la resistencia y la ductilidad, así como superior equilibrio entre la capacidad de flexión, capacidad de soldadura por puntos, y adhesión de recubrimiento (ver el documento patente 6). Como segunda fase dura, se ejemplifican martensita, bainita, y austenita residual. Sin embargo, con respecto a esta chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia, debe llevarse a cabo el recocido a una temperatura elevada dentro de un intervalo de A3 a 950°C; por ello, existe n problema de que la productividad es pobre. En particular, si también se toma en consideración lograr favorable capacidad de soldadura por puntos, entonces la cantidad de C, que funciona como un elemento estabilizador de la austenita (es decir, un elemento que reduce el punto Ac3) añadido al acero debe ser suprimida, lo cual con frecuencia resulta en alta temperaturas de recocido y reducción de la productividad. Además, no es deseable el recocido a temperaturas extremadamente altas que exceden los 900 °C, ya que puede causar graves daños a los equipos de producción, tal como la carcasa del horno y el rodillo de solera, y tiende a promover la formación de defectos superficiales sobre la superficie de la chapa de acero.

Además, con respecto a la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta tracción propuesta en el Documento patente 6, la capacidad de expansión de orificios es 55% a 918 MPa, 35% a 1035 MPa, 35% a 1123 MPa, y aproximadamente 26% a 1253 MPa. En comparación, los resultados de la capacidad de expansión de orificios para la presente invención son 90% a 980 MPa, 50% a 1080 MPa, y 40% a 1180 MPa, indicando que con respecto a la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta tracción del Documento patente 6, es imposible lograr una combinación satisfactoria de resistencia y capacidad de expansión de orificios.

La capacidad de expansión de orificios termina siendo similarmente baja en chapas de acero TRIP en las que la microestructura de acero está compuesta por ferrita y austenita residual. Esto es porque el trabajo de moldeo de los componentes de automóviles, incluyendo la expansión de orificios y conformación de reborde por estiramiento, se lleva a cabo después del punzonado o corte mecánico de la chapa.

La austenita residual contenida dentro de las chapas de acero TRIP se transforma en martensita cuando se somete a procesamiento. Por ejemplo, el arrastre o el estiramiento del acero provocan que la austenita residual se transforme en martensita; aumentando, de este modo, la resistencia de las porciones procesadas y, mediante la restricción de la concentración de esta transformación, se puede mantener un alto grado de conformabilidad.

5 Sin embargo, cuando el acero es perforado y cortado, las porciones cerca de los bordes se someten a procesamiento, y por ello la austenita residual incorporada dentro de la microestructura de acero en estas porciones se transforma en martensita. Como resultado, se obtiene una microestructura similar a aquella de una chapa de acero DP, y la capacidad de expansión de orificios y conformabilidad de reborde por estiramiento tienden a deteriorarse. Alternativamente, debido a que el proceso de perforación por sí mismo es un proceso que acompaña
10 grandes deformaciones, se ha informado de que después de la perforación del acero, tienden a existir micro-huecos en las interfaces entre la ferrita y microestructuras duras (en este caso, la martensita formada por transformación de la austenita residual), lo que resulta en un deterioro en la capacidad de expansión de orificios. Además, las chapas de acero en las que existen cementita o microestructuras de perlita en los límites de grano también exhiben pobre capacidad de expansión de orificios. Esto se debe a que las interfaces entre la ferrita y cementita actúan como
15 orígenes para la formación de huecos microscópicos.

Además, para asegurar que la austenita residual se mantenga, una gran cantidad de C debe concentrarse dentro de la austenita; sin embargo, en comparación con un acero DP que tiene el mismo contenido de C (una chapa de acero de múltiples fases compuesta por ferrita y martensita), la fracción de volumen de microestructuras duras tiende a disminuir, haciendo difícil mantener la resistencia. En otras palabras, en el caso en que se asegura una alta
20 resistencia de al menos 880 MPa, la cantidad de C añadido requerido para el fortalecimiento aumenta en forma considerable; provocando de este modo un deterioro en la soldabilidad de punto. Por consiguiente, el límite superior para la fracción de volumen de austenita residual es 3%.

Como resultado, según lo divulgado en los Documentos patente 1 a 3, la investigación de chapas de acero que tienen excelente capacidad de expansión de orificios ha llevado al desarrollo de chapas de acero laminadas en caliente de alta resistencia que tienen microestructura monofásica de cualquiera de bainita o ferrita fortalecida en la precipitación como fase principal, en la que una gran cantidad de un elemento de formación de aleación de carburo tal como Ti es agregado para convertir el C incorporado dentro del acero en una aleación de carburo; de este modo, suprimiendo la formación de una fase de cementita en los límites de grano, y produciendo superior capacidad de expansión de orificios.

25 En el caso de una chapa de acero que tiene una microestructura de fase simple de bainita, a fin de convertir la microestructura de la chapa de acero a una microestructura de fase simple de bainita, la producción de la chapa de acero laminada en frío debe incluir primero calentar hasta una temperatura alta para formar una fase simple de austenita; por ello, la productividad es pobre. Además, las microestructuras de bainita incluyen una gran cantidad de dislocación; por ello, exhiben pobre aptitud para el moldeo y son difíciles de usar para componentes que requieren favorable ductilidad y conformabilidad por estiramiento. Además, si se tiene en cuenta asegurar una alta resistencia de al menos 880 MPa, entonces hay que añadir una cantidad de C que excede el 0,1% en masa, lo que significa que el acero sufre el problema antes mencionado de no poder lograr una combinación de alta resistencia y favorable capacidad de soldadura por puntos.

30 En las chapas de acero que tienen una microestructura de fase única de ferrita fortalecida en la precipitación, el fortalecimiento de precipitación proporcionado por carburos de Ti, Nb, Mo, V, o similares es utilizado para aumentar la resistencia de la chapa de acero, mientras que suprime la formación de cementita y similares; de este modo, puede obtenerse una chapa de acero que tiene una combinación de alta resistencia de 880 MPa o mayor y superior capacidad de expansión de orificios. Sin embargo, en el caso de las chapas de acero laminadas en frío que se someten a pasos de laminación en frío y recocido, es difícil utilizar el efecto anterior de fortalecimiento de precipitación.
40

En otras palabras, el fortalecimiento de precipitación se lleva a cabo mediante la precipitación coherente de una aleación de carburo de Nb o Ti o similares dentro de la ferrita. En una chapa de acero laminada en frío que ha sido sometida a laminado en frío y recocida, porque la ferrita se procesa y se recristaliza durante el recocido, se pierde la relación de orientación con el precipitado de Ti o Nb precipitado coherente durante la etapa de laminado en caliente; por ello, la función de fortalecimiento del precipitado se pierde en gran medida, y por lo que es difícil el uso de esta técnica para el fortalecimiento de acero laminado en frío.
45

Además, se sabe que cuando se lleva a cabo el laminado en frío, el Nb o Ti en forma significativa retrasan la recristalización, lo que significa que para asegurar la excelente ductilidad se requiere una etapa de recocido a alta temperatura, que da como resultado pobre productividad. Además, incluso si se obtuviera la ductilidad similar a aquella de la chapa de acero laminada en caliente, el acero fortalecido en la precipitación todavía exhibe inferior ductilidad y conformabilidad por estiramiento; por ello, no es inadecuado para las regiones que requieren conformabilidad por estiramiento superior.
50

Aquí, en la presente invención, una chapa de acero de la que el producto de la resistencia a la tracción máxima y el alargamiento total es 16000 (MPa x %) o más se considera que es acero de alta resistencia que tiene favorable
55

ductilidad. En otras palabras, los valores de ductilidad diana son 18,2% a 880 MPa, 16,3% o mayor a 980 MPa, 14,8% o mayor a 1080 MPa, y 13,6% o mayor a 1180 MPa.

Las chapas de acero que abordan estos problemas y se proporcionan para satisfacer una combinación de superior ductilidad y capacidad de expansión de orificios ase divulgan en los Documentos patente 7 y 8. Estos chapas de acero son fabricadas formando inicialmente una microestructura compuesta de múltiples fases de ferrita y martensita, y posteriormente templando y suavizando la martensita; de este modo, se realiza un intento para producir un equilibrio mejorado entre la resistencia y ductilidad, así como una mejora simultánea de la capacidad de expansión de orificios, a través del fortalecimiento estructural del acero.

Sin embargo, aún si las mejoras en la capacidad de expansión de orificios y conformabilidad de reborde por estiramiento se logran ablandando las microestructuras duras debido al templado de la martensita, el problema de inferior capacidad de soldadura por puntos sigue estando si se aplica a chapas de acero de alta resistencia de 880 MPa o mayor.

Por ejemplo, mediante el templado de martensita, las microestructuras duras pueden ser suavizadas y la capacidad de expansión de orificios se puede mejorar. Sin embargo, debido a que también se produce una reducción en la resistencia al mismo tiempo, la fracción de volumen de martensita debe incrementarse con el fin de compensar esta reducción de la resistencia; por ello, hay que añadir una gran cantidad de C. Como resultado, la capacidad de soldadura por puntos y similares tienden a deteriorarse. Además, en el caso de la utilización de equipos tales como equipos de galvanizado por inmersión en caliente en los que el templado y revenido no se pueden llevar a cabo, primero debe formarse una microestructura que contiene ferrita y microestructura de martensita, y entonces debe llevarse a cabo un tratamiento térmico separado; por ello, la productividad es baja.

Por otro lado, es bien sabido que la resistencia de una junta soldada depende de la cantidad de elementos añadidos, y particularmente C añadido, contenido dentro de la chapa de acero. Es bien sabido que fortaleciendo una chapa de acero limitando al mismo tiempo la cantidad de C añadido, puede obtenerse una combinación de resistencia favorable y favorable soldabilidad (a saber, mantenimiento de la resistencia de la junta de una porción soldada). Debido a que se funde una porción soldada y entonces se enfría a una tasa de enfriamiento rápida, la microestructura de la porción dura se convierte principalmente para incluir martensita. Por consiguiente, la parte soldada es extremadamente dura y exhibe pobre desconformabilidad (capacidades de moldeo). Además, incluso si la microestructura de la chapa de acero ha sido controlada, debido a que el acero se funde en la soldadura, el control de la microestructura dentro de la parte soldada es extremadamente difícil. Como resultado, las mejoras en las propiedades de la parte soldada convencionalmente se han realizado mediante el control de los componentes dentro de la chapa de acero (por ejemplo, véase el documento patente 4 y documento patente 9).

La descripción anterior también se aplica a chapas de acero que tienen una microestructura de múltiples fases que contiene ferrita y bainita. En otras palabras, se forma una microestructura de bainita a una temperatura superior que una microestructura de martensita, y es por ello considerablemente más blanda que la martensita. Como resultado, las microestructuras de bainita son conocidas por exhibir superior capacidad de expansión de orificios. Sin embargo, debido a que son microestructuras blandas, es difícil lograr una alta resistencia de 880 MPa o mayor. En aquellos casos en los que la fase principal es ferrita y las microestructuras duras se forman como microestructuras de bainita, para asegurar a alta resistencia de al menos 880 MPa, la cantidad de C añadido debe incrementarse, la proporción de microestructuras de bainita debe incrementarse, y la resistencia de las microestructuras de bainita debe mejorarse. Esto provoca un marcado deterioro en la capacidad de soldadura por puntos del acero.

El Documento patente 9 divulga que mediante la adición de Mo a una chapa de acero, las propiedades de capacidad de soldadura por puntos favorable pueden lograrse aún para chapas de acero que tienen un contenido de C que excede el 0,1% en masa. Sin embargo, aunque la adición de Mo a la chapa de acero suprime la formación de huecos o grietas dentro de la porción soldada por puntos, y mejora la resistencia de la unión soldada para las condiciones de soldadura en las que se producen fácilmente este tipo de defectos, no hay mejoría en la resistencia de la unión soldada en las condiciones en las que los defectos anteriores no se producen. Además, si se tiene en cuenta lograr una resistencia alta de al menos 880 MPa, entonces la adición de una gran cantidad de C es inevitable, y el problema es que es difícil obtener una chapa de acero que exhiba soldabilidad favorable por puntos y conformabilidad superior. Además, debido a que la chapa de acero incluye austenita residual como microestructura dura, durante la expansión de orificios o conformación de rebordes por estiramiento, la tensión tiende a concentrarse en las interfaces entre la ferrita blanda que representa la fase principal y la austenita residual que funciona como la microestructura dura, lo que resulta en la formación de microhuecos e interconexión; de este modo, se produce deterioro en estas propiedades.

Además, Mo tiende a promover la formación de microestructuras similares a bandas, provocando un deterioro en la capacidad de expansión de orificios. Por consiguiente, en la presente invención, como se describe a continuación, las investigaciones se han centrado en las condiciones que logran la solubilidad satisfactoria sin la adición de Mo.

Una chapa de acero conocida que combina una alta resistencia a la tracción máxima de al menos 780 MPa con favorable capacidad de soldadura por puntos se divulga en el Documento patente 4 detallado a continuación. En esta chapa de acero, al utilizar una combinación de fortalecimiento de precipitación debido a la adición de Nb o Ti,

5 fortalecimiento de grano fino, y el fortalecimiento de la dislocación que utiliza ferrita no recristalizada, puede obtenerse una chapa de acero que combina una resistencia de al menos 780 MPa con superior ductilidad y capacidad de flexión aun cuando el contenido de carbono de la chapa de acero es 0,1% en masa o menos. Sin embargo, a fin de permitir la aplicación a componentes que tienen formas más complejas, aun se requieren otras mejoras en la ductilidad y capacidad de expansión de orificios. Como se describe más arriba, se ha demostrado que es extremadamente difícil lograr una combinación de alta resistencia de al menos 880 MPa y niveles superiores de ductilidad, conformabilidad por estiramiento, capacidad de flexión, capacidad de expansión de orificios, conformabilidad de reborde por estiramiento, y capacidad de soldadura por puntos.

Documento de patente 1: Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. 2003-321733

10 Documento de patente 2: Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. 2004-256906

Documento de patente 3: Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. H11-279691

Documento de patente 4: Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. 2005-105367

Documento de patente 5: Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. 2007-302918

Documento de patente 6: Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. 2006-52455

15 Documento de patente 7: Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. S63-293121

Documento de patente 8: Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. S57-137453

Documento de patente 9: Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación No. 2001-152287

Documento no de patente 1: Revisión técnica de Nissan, No. 57 (2005-9), página 4

Documento no de patente 2: CAMP-ISIJ volumen 13 (2000), página 411

20 Documento no de patente 3: CAMP-ISIJ volumen 5 (1992), página 1839

Documento no de patente 4: CAMP-ISIJ volumen 13 (2000), página 391

Divulgación de los problemas de la invención que deben ser resueltos por la invención

25 La presente invención considera las circunstancias anteriores, con el objeto de proporcionar una chapa de acero, una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia y una chapa de acero galvanizado de alta resistencia que tengan una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa, y también exhiben niveles superiores de soldabilidad, incluyendo capacidad de soldadura por puntos que es esencial para fabricar componentes para automóviles y similares, y conformabilidad tal como ductilidad y capacidad de expansión de orificios, así como proporcionar un procedimiento de producción que permita que los tipos anteriores chapas de acero sean fabricados en forma económica.

30 Medios para solucionar los problemas

Ya es bien conocido que mediante la utilización de una chapa de acero DP compuesta de ferrita y martensita, puede lograrse un alto grado de resistencia y superior ductilidad aún si la cantidad de elementos añadidos es pequeña. Sin embargo, también se sabe que las chapas de acero DP compuestas de ferrita y martensita también sufren de pobre capacidad de expansión de orificios. Además, una técnica conocida para incrementar la resistencia y lograr una alta resistencia que excede el 880 MPa incluye aumentar la fracción de volumen de martensita mediante la adición de una gran cantidad de C, que actúa como la fuente para la martensita. Sin embargo, también se sabe que el incremento de la cantidad de C añadido tiende a provocar un dramático deterioro asociado en la capacidad de soldadura por puntos. Por consiguiente, los inventores de la presente invención centraron sus investigaciones en el intento de realizar una chapa de acero DP compuesta de ferrita y martensita que exhibiera tanto alta resistencia como superior capacidad de soldadura por puntos, propiedades que hasta ahora han sido consideradas incompatibles. En particular, los inventores intentaron fabricar una chapa de acero que tiene excelente capacidad de expansión de orificios y alta resistencia de porción soldada así como resistencia en el intervalo de 880 MPa a partir de una chapa de acero DP compuesta de ferrita y martensita.

45 Como resultado de intensa investigación dirigida a lograr el objeto anterior, los inventores de la presente invención descubrieron que en lugar de aumentar la fracción de volumen de las microestructuras duras (martensita) contenidas con la microestructura de la chapa de acero, reduciendo el tamaño de bloque que representa una unidad estructural de la martensita, una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa podría lograrse aún si la cantidad de C añadido se suprimiera a 0,1% o menos. Además, debido a que esta técnica provoca poco incremento en la fracción de volumen de martensita, la relación de área superficial de las interfaces de microestructura blanda (ferrita) / microestructura dura (martensita), que actúan como sitios para la formación de microhuecos durante los ensayos de expansión de orificios, puede reducirse más que en aceros convencionales; de este modo, la chapa de acero

también exhibe superior capacidad de expansión de orificios. Como resultado, fue capaz de ser fabricada una chapa de acero que exhibía una combinación de una pluralidad de propiedades que han probado convencionalmente ser extremadamente difíciles de lograr, a saber una combinación de superior soldabilidad, capacidad de expansión de orificios, y conformabilidad por estiramiento.

- 5 En otras palabras, la presente invención proporciona un acero que tiene una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa, y también exhibe excelente capacidad de soldadura por puntos, y conformabilidad tal como ductilidad y capacidad de expansión de orificios, así como un procedimiento para fabricar dicha chapa de acero. Los aspectos principales de la presente invención son como se describen a continuación.

10 Una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad de acuerdo a la presente invención contiene, en términos de % en masa, C: no menor que 0,05% y no más que 0,095%, Cr: no menor que 0,15% y no más que 2,0%, B: no menor que 0,0003% y no más que 0,01%, Si: no menor que 0,3% y no más que 2,0%, Mn: no menor que 1,7% y no más que 2,6%, Ti: no menor que 0,005% y no más que 0,14%, P: no más que 0,03%, S: no más que 0,01%, Al: no más que 0,1%, N: menor que 0,005%, y O: no menor que 0,0005% y no más que 0,005%, y contiene como resto, hierro e impurezas inevitables, en la que la microestructura
15 de la chapa de acero incluye principalmente ferrita poligonal que tiene un tamaño de grano de cristal de no más que 4 μm , y microestructuras duras de bainita y martensita, el tamaño en bloque de la martensita es no más que 0,9 μm , el contenido de Cr dentro de la martensita es 1,1 a 1,5 veces el contenido de Cr dentro de la ferrita poligonal, y la resistencia a la tracción es al menos 880 MPa.

20 La chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad de acuerdo a la presente invención puede contener nada de Nb dentro del acero, y puede tener ninguna microestructura similar a una banda dentro de la microestructura de la chapa de acero.

La chapa de acero además puede incluir, en términos de % en masa, uno o más elementos seleccionados del grupo que consiste en Ni: menor que 0,05%, Cu: menor que 0,05%, y W: menor que 0,05%.

La chapa de acero además puede incluir, en términos de % en masa, V: no menor que 0,01% y no más que 0,14%.

- 25 Una chapa de acero galvanizado de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad de acuerdo a la presente invención incluye la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de la presente invención que se describe más arriba, y un recubrimiento de galvanizado formado sobre la superficie de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia.

30 Una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad de acuerdo a la presente invención incluye la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de la presente invención que se describe más arriba, y un recubrimiento de galvanizado por inmersión en caliente aleado formado sobre la superficie de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia.

35 Un procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad de acuerdo a la presente invención incluye: calentar una plancha de colada que contiene componentes químicos incorporados dentro de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de la presente invención que se describe más arriba, calentando la plancha de colada directamente hasta una temperatura de 1200°C o mayor, o enfriando primero y calentando posteriormente la plancha de colada hasta una temperatura de 1200°C o mayor; someter la plancha de colada calentada a laminado en caliente en una relación de reducción de al menos 70% para obtener una chapa laminada en bruto; retener la chapa laminada en bruto durante
40 al menos 6 segundos dentro de un intervalo de temperatura de 950 a 1080°C, y entonces someter la chapa laminada en bruto a laminado en caliente en condiciones en las que una relación de reducción es al menos 85% y una temperatura de acabado es 820 a 950°C, para obtener una chapa laminada en caliente; bobinar la chapa laminada en caliente dentro de un intervalo de temperatura de 630 a 400°C; lavar con ácido la chapa laminada en caliente, y entonces someter la chapa laminada en caliente a laminado en frío en una relación de reducción de 40 a
45 70% para obtener una chapa de laminado en frío; y alimentar la chapa de laminado en frío a una línea de procesamiento de recocido continuo, en la que la alimentación de la chapa de laminado en frío a la línea de procesamiento de recocido continuo comprende: elevar una temperatura de la chapa de laminado en frío a una velocidad de incremento de temperatura de no más que 7°C/segundo, retener una temperatura de la chapa de laminado en frío en un valor de no menor que 550°C y no más que una temperatura de punto de transformación Ac1 durante un período de 25 a 500 segundos, posteriormente llevar a cabo recocido a una temperatura de 750 a 860°C,
50 y entonces llevar a cabo el enfriamiento hasta una temperatura de 620°C a una velocidad de enfriamiento de no más que 12°C/segundo, enfriar de 620°C a 570°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 1°C/segundo, y entonces enfriar de 250 a 100°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 5°C/segundo.

55 Un primer aspecto de un procedimiento para fabricar una chapa de acero galvanizado de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad de acuerdo a la presente invención incluye: calentar una plancha de colada que contiene componentes químicos incorporados dentro de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de la presente invención que se describe más arriba, calentando la plancha de colada directamente hasta una temperatura de 1200°C o mayor, o primero enfriando y calentando posteriormente la plancha de colada hasta una

temperatura de 1200°C o mayor; someter la plancha de colada calentada a laminado en caliente en una relación de reducción de al menos 70% para obtener una chapa laminada en bruto; retener la chapa laminada en bruto durante al menos 6 segundos dentro de un intervalo de temperatura de 950 a 1080°C, y entonces someter la chapa laminada en bruto a laminado en caliente en condiciones en las que una relación de reducción es al menos 85% y una temperatura de acabado es 820 a 950°C, para obtener una chapa laminada en caliente; bobinar la chapa laminada en caliente dentro de un intervalo de temperatura de 630 a 400°C; lavar con ácido la chapa laminada en caliente, y entonces someter la chapa laminada en caliente a laminado en frío en una relación de reducción de 40 a 70% para obtener una chapa de laminado en frío; y alimentar la chapa de laminado en frío a una línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua, en la que la alimentación de la chapa de laminado en frío a la línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua comprende: elevar una temperatura de la chapa de laminado en frío a una velocidad de incremento de temperatura de no más que 7°C/segundo, retener una temperatura de la chapa de laminado en frío en un valor de no menor que 550°C y no más que una temperatura de punto de transformación Ac1 durante un período de 25 a 500 segundos, posteriormente llevar a cabo recocido a una temperatura de 750 a 860°C, enfriar de una temperatura de calentamiento máxima durante el recocido hasta una temperatura de 620°C a una velocidad de enfriamiento de no más que 12°C/segundo, enfriar de 620°C a 570°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 1°C/segundo, sumergir la chapa de laminado en frío en un baño de galvanizado, y entonces enfriar de 250 a 100°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 5°C/segundo.

Un segundo aspecto de un procedimiento para fabricar una chapa de acero galvanizado de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad de acuerdo a la presente invención incluye: someter la chapa de acero laminada en frío fabricada mediante el procedimiento mencionado más arriba para fabricar una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tenga excelente conformabilidad y soldabilidad de acuerdo a la presente invención a electrodeposición a base de zinc.

Un procedimiento para fabricar una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad de acuerdo a la presente invención incluye: calentar una plancha de colada que contiene componentes químicos incorporados dentro de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de la presente invención que se describe más arriba, calentando la plancha de colada directamente hasta una temperatura de 1200°C o mayor, o primero enfriando y posteriormente calentando la plancha de colada hasta una temperatura de 1200°C o mayor; someter la plancha de colada calentada a laminado en caliente en una relación de reducción de al menos 70% para obtener una chapa laminada en bruto; retener la chapa laminada en bruto durante al menos 6 segundos dentro de un intervalo de temperatura de 950 a 1080°C, y entonces someter la chapa laminada en bruto a laminado en caliente en condiciones en las que una relación de reducción es al menos 85% y una temperatura de acabado es 820 a 950°C, para obtener una chapa laminada en caliente; bobinar la chapa laminada en caliente dentro de un intervalo de temperatura de 630 a 400°C; lavar con ácido la chapa laminada en caliente, y entonces someter la chapa laminada en caliente a laminado en frío en una relación de reducción de 40 a 70% para obtener una chapa de laminado en frío; y alimentar la chapa de laminado en frío a una línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua, en la que la alimentación de la chapa de laminado en frío a la línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua comprende: elevar una temperatura de la chapa de laminado en frío a una velocidad de incremento de temperatura de no más que 7°C/segundo, retener una temperatura de la chapa de laminado en frío en un valor de no menor que 550°C y no más que una temperatura de punto de transformación Ac1 durante un período de 25 a 500 segundos, posteriormente llevar a cabo recocido a una temperatura de 750 a 860°C, enfriar de una temperatura de calentamiento máxima durante el recocido hasta una temperatura de 620°C a una velocidad de enfriamiento de no más que 12°C/segundo, enfriamiento de 620°C a 570°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 1°C/segundo, sumergir la chapa de laminado en frío en un baño de galvanizado, llevar a cabo un tratamiento de recocido posterior al galvanizado a una temperatura de al menos 460°C, y entonces enfriar de 250 a 100°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 5°C/segundo.

Efecto de la invención

Como se describe más arriba, de acuerdo a la presente invención, al controlar los componentes de una chapa de acero y las condiciones de recocido, puede formarse una chapa de acero de alta resistencia con buena estabilidad que tiene una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa, y combinando la excelente capacidad de soldadura por puntos con superior conformabilidad tal como ductilidad y capacidad de expansión de orificios. La chapa de acero de alta resistencia de la presente invención incluye no sólo una típica chapa de acero laminada en frío y chapa de acero galvanizado, sino también chapas de acero recubiertas con diversos otros recubrimientos tal como una chapa de acero recubierta con Al. La capa de recubrimiento de la chapa de acero galvanizado puede ser Zn puro, o puede incluir otros elementos tal como Fe, Al, Mg, Cr, o Mn.

Breve descripción de los dibujos

La FIG. 1 es una vista esquemática que ilustra un ejemplo de un grano de cristal de martensita dentro de una chapa de acero de la presente Invención.

La FIG. 2 es una fotografía de microscopio óptico que muestra microestructuras similares a bandas.

La FIG. 3 (a) es una imagen SEM EBSP de la microestructura de un acero convencional,

La FIG. 3 (b) es una imagen SEM EBSP de la microestructura de un acero de acuerdo a la presente invención, y

La FIG. 3 (c) es un diagrama que ilustra la relación entre el color (escala de grises) y la orientación de los cristales de cada una de las microestructuras que se muestran en las imágenes SEM EBSP.

5 Mejor modo para llevar a cabo la invención

A continuación se presenta una descripción detallada de las realizaciones de la presente invención. Durante sus investigaciones, los inventores de la presente invención primero centraron su atención en los siguientes puntos.

En gran parte de la investigación llevada a cabo hasta ahora, debido a que es extremadamente difícil aumentar la dureza de la martensita, el aumento de la dureza del acero se ha centrado generalmente en el aumento de la fracción de volumen de martensita. Como resultado, el contenido de C se incrementó considerablemente. Además, debido a que las microestructuras duras causan un deterioro de la capacidad de expansión de orificios, las investigaciones sobre capacidad de expansión de orificios se han centrado en la negación de cualquier efecto adverso por la eliminación de microestructuras duras, o por la mejora de estos efectos adversos ablandando las microestructuras duras. Por consiguiente, en los métodos convencionales, debido a que se incrementa el contenido de C, ha sido inevitable la soldabilidad inferior. Debido a los problemas que se describen más arriba derivan de la dificultad asociada con el aumento de la dureza de la martensita, los inventores de la presente invención centraron su investigación en técnicas para aumentar la dureza de la martensita

En primer lugar, se realizó una investigación de los factores que controlan la resistencia de la microestructura de martensita. Ya es bien sabido que la dureza (resistencia) de las microestructuras de martensita depende del contenido de C solubilizado en sólido dentro de la martensita, el tamaño de grano de cristal, el fortalecimiento de la precipitación debido a los carburos, el fortalecimiento de dislocación. Además, investigaciones recientes han revelado que la dureza de una microestructura de martensita es dependiente del tamaño de grano de cristal, y particularmente del tamaño de bloque que es un ejemplo de unidades estructurales que constituyen la martensita. Por consiguiente, en lugar de aumentar la fracción de volumen de martensita, los inventores desarrollaron el concepto de endurecer la martensita mediante la reducción del tamaño de bloque; asegurando, de este modo, la dureza favorable.

Además, en términos de capacidad de expansión de orificios, los inventores de la presente invención concibieron una nueva técnica en la que en vez de ablandar las microestructuras duras que provocan deterioro en la capacidad de expansión de orificios, se adoptó una metodología completamente opuesta a las técnicas convencionales en que además se mejoró la resistencia de las microestructuras duras; permitiendo, de este modo, que la fracción de volumen se reduzca, lo que provocó una reducción en el número de sitios de formación de grietas tras la prueba de expansión de orificios y permitió una mejora en la capacidad de expansión de orificios, y los inventores entonces llevaron a cabo una investigación intensiva en esta nueva técnica. Primero, como resultado de su intensa investigación, los inventores de la presente invención descubrieron que la propagación de grietas durante el moldeo por expansión de orificios de una chapa de acero que incluye microestructuras suaves y microestructuras duras es causada por la formación de defectos microscópicos (microhuecos) en las interfaces entre las microestructuras suaves y las microestructuras duras, y la interconexión de estos micro-huecos. Por consiguiente, los inventores concibieron que, además de la técnica convencional de supresión de la formación de microhuecos en las interfaces mediante la reducción de la diferencia en la dureza entre las microestructuras suaves y las microestructuras duras, también podría utilizarse una nueva técnica en la que la interconexión de los micro-huecos podría inhibirse mediante la reducción de la fracción de volumen de microestructuras duras.

Como resultado, los inventores descubrieron que mediante la limitación del tamaño de bloque de martensita a no más que 0,9 μm , podría lograrse un incremento significativo en la resistencia (dureza) de las microestructuras duras, mientras al mismo tiempo, deterioro en otras propiedades resultante de la mejora en la capacidad de expansión de orificios podría mejorarse, incluyendo cualquier disminución en la resistencia debido al reblandecimiento de las microestructuras duras, deterioro de la capacidad de soldadura por puntos, debido al aumento en el contenido de C causado por el aumento en la fracción de volumen de las microestructuras duras requeridas a fin de lograr el endurecimiento satisfactorio con microestructuras duras más suaves, y deterioro en la ductilidad debido a un aumento en la fracción de microestructura dura.

Además, debido a que la resistencia satisfactoria puede lograrse aún son una fracción de volumen relativamente pequeña de las microestructuras duras, la fracción de volumen de ferrita puede incrementarse. Esto significa que también puede obtenerse un alto grado de ductilidad.

Al mismo tiempo, el incremento de la resistencia mediante la reducción del tamaño de grano la ferrita puede utilizarse en combinación con la técnica anterior, y los inventores descubrieron que aún si la fracción de volumen de las microestructuras duras se suprimiera, a saber aún si la cantidad de C añadido se limitara a no más que 0,1%, una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa aún sería alcanzable, y la soldabilidad también sería excelente.

En primer lugar es una descripción de las razones de la restricción de la microestructura de acero.

En la presente invención, una de las características más importantes es la reducción del tamaño de bloque de martensita a no más que 0,9 μm .

5 Los inventores de la presente invención investigaron por primera vez varias técnicas para aumentar la resistencia de martensita. Ya es bien sabido que la dureza (resistencia) de las microestructuras de martensita depende del contenido de C solubilizado en sólido dentro de la martensita, el tamaño de grano de cristal, el fortalecimiento de la precipitación debido a los carburos, y el fortalecimiento de la dislocación. Además, investigaciones recientes han revelado que la dureza de una microestructura de martensita es dependiente del tamaño de grano de cristal, y en particular del tamaño de bloque que es un ejemplo de unidades estructurales que constituyen la martensita.

10 Por ejemplo, como se ilustra en la representación esquemática de la FIG. 1, la martensita tiene una estructura jerárquica compuesta de un número de unidades estructurales. La microestructura de martensita incluye grupos de listones muy finos que tienen la misma orientación (variantes), que son conocidos como bloques, y paquetes que se componen de una serie de estos bloques. Un paquete se compone de un máximo de 6 bloques con una relación de orientación específica (K-S / relación de Kurdjumov-Sachs). En general, la observación bajo un microscopio óptico es incapaz de distinguir los bloques que tienen variantes con diferencia mínima en la orientación de los cristales, por ello, un par de bloques con variantes con diferencia mínima en la orientación de los cristales a veces puede definirse como un solo bloque. En tales casos, un paquete está compuesto por tres bloques. Sin embargo, el tamaño de bloque de un bloque de martensita con orientación de cristales idéntica es muy grande, y está por lo general dentro de un intervalo de varios gramos a varias decenas de μm . Como resultado, en una delgada chapa de acero en la que la microestructura de la chapa de acero ha sido controlada para fabricar una microestructura de grano fino de no más que varios μm , el tamaño de los granos de martensita individuales que funcionan como las microestructuras de fortalecimiento también es de no más que varios μm , y los granos de martensita individuales están compuestos de un solo bloque. Por consiguiente, se descubrió que en aceros convencionales, el fortalecimiento de granos finos en martensita no está siendo utilizado de manera satisfactoria. En otras palabras, los inventores descubrieron que al reducir aún más el tamaño de los bloques de martensita que existen dentro de la chapa de acero, la resistencia de la martensita podría ser mejorada aún más, y una alta resistencia que excede el 980 MPa podría alcanzarse incluso si la cantidad de C añadido dentro de la chapa de acero se suprimiera a menor que 0,1%.

La FIG. 3 muestra imágenes SEM EBSP de las microestructuras de un acero típico (acero convencional) y un acero de la presente invención. En las chapas de acero de alta resistencia que excede los 880 MPa, debido a que la microestructura de la chapa de acero es comparativamente pequeña, y la resolución satisfactoria no puede alcanzarse utilizando un microscopio óptico, se realizaron mediciones usando un procedimiento de SEM EBSP. Como se explica en la FIG. 3 (c), el color (escala de grises) de cada microestructura se corresponde con la orientación de los cristales para esa microestructura. Además, los límites de grano en los que la diferencia de orientación es de 15° o más se muestran como líneas negras. Como es evidente por la FIG. 3 (a), las microestructuras de martensita dentro de un acero típico (acero convencional) a menudo están compuestas de un solo bloque, y el tamaño del bloque es grande. En oposición, como puede verse en la FIG. 3 (b), en el acero de la presente invención, el tamaño del bloque es pequeño, y la microestructura de martensita se compone de una pluralidad de bloques.

Mediante la reducción del tamaño de bloque de martensita de esta manera, puede lograrse una alta resistencia que excede los 980 MPa aún si la cantidad de C añadido se reduce a menor que 0,1%. Como resultado, la fracción de volumen de la martensita puede suprimirse hasta un nivel bajo, y puede reducirse el número de interfaces de ferrita-martensita que actúan como sitios de formación de microhuecos durante el ensayo de expansión de orificios, lo que es eficaz en la mejora de la capacidad de expansión de orificios. Alternativamente, debido a que se puede asegurar una resistencia predeterminada sin aumentar la cantidad de añadido C, la cantidad de C añadido al acero puede reducirse; permitiendo de este modo una mejora en la capacidad de soldadura por puntos.

En esta descripción, el tamaño de bloque de martensita describe la longitud (anchura) en toda la dirección perpendicular a la dirección longitudinal (dirección más larga) del bloque. El motivo para restringir el tamaño de bloque de martensita a no más que 0,9 μm es que se observaron los aumentos más marcados en la resistencia de la martensita cuando el tamaño se redujo a no más que 0,9 μm . Por consiguiente, este tamaño de bloque es preferentemente no más que 0,9 μm . Si el tamaño de bloque excede los 0,9 μm , entonces el efecto de fortalecimiento resultante del aumento de la dureza de las microestructuras de martensita se hace difícil obtener; por ello, la cantidad de C añadido debe incrementarse, lo que conduce al deterioro indeseable en las propiedades de soldabilidad por puntos y capacidad de expansión de orificios. El tamaño del bloque es preferentemente de 0,7 μm o más pequeño, y más preferentemente de 0,5 μm o más pequeño.

La formación de ferrita que representa la fase principal de la microestructura de la chapa de acero como una ferrita poligonal, y restringiendo el tamaño de grano de cristal de esa ferrita poligonal a un valor de no más que 4 μm son también características importantes. La importancia de estas características radica en el hecho de que mediante el fortalecimiento de la ferrita, La fracción de volumen de la martensita necesaria para asegurar la resistencia deseada se puede reducir, la cantidad de C añadido se puede reducir, y la proporción de interfaces de ferrita-martensita que actúan como sitios de formación de microhuecos durante la prueba de expansión de orificios también puede ser

reducida. El motivo para restringir el tamaño de grano de cristal de la ferrita poligonal de la fase principal a no más que 4 μm es que dichos tamaños permiten que la cantidad de C añadido sea suprimida a no más que 0,095% en masa, sin dejar de lograr una resistencia a la tracción de máxima de al menos 880 MPa y propiedades favorables de capacidad de expansión de orificios y soldabilidad. Estos efectos son más marcados cuando el tamaño de grano de cristales de ferrita está restringido a no más que 4 μm , y por ello el tamaño de grano de cristal límite se establece en no más que 4 μm . Un tamaño de grano de cristal de 3 μm o menos es aún más deseable.

Por otro lado, los granos ultra finos en los que el tamaño de grano de cristal es menor que 0,6 μm también son indeseables, ya que no son sólo económicamente inviables, sino también son propensos a reducciones en el valor n y elongación uniforme, y tienden a sufrir conformabilidad por estiramiento y ductilidad inferiores. Por estos motivos, el tamaño de grano de cristal es preferentemente al menos 0,6 μm .

En la presente invención, el término " ferrita poligonal " se refiere a granos de ferrita que los cuales la relación de aspecto de grano de cristal (= tamaño de grano de cristal de ferrita en la dirección / tamaño de grano de ferrita de cristal en la dirección del espesor de la chapa) es no más que 2,5. La observación de la microestructura de acero se lleva a cabo desde una dirección perpendicular a la dirección de laminado, y si la relación de aspecto de al menos 70% del volumen total de los granos de de la fase principal de ferrita es no más que 2,5, entonces la fase principal se considerará que se compone de una ferrita poligonal. Por otro lado, la ferrita cuya relación de aspecto excede el 2,5 se conoce como ferrita alargada."

El motivo para especificar que la microestructura de la chapa de acero incluye principalmente ferrita poligonal es que dicha microestructura asegura un nivel favorable de ductilidad. Debido a que la chapa de acero de la presente invención es fabricada mediante el laminado en frío de una chapa laminada en caliente y entonces llevando a cabo recocido, si el nivel de recristalización durante la etapa de recocido es inadecuada, entonces en el estado de laminado en frío, permanecerá la ferrita que es alargada en la dirección de laminado. Estas microestructuras de ferrita alargada a menudo incluyen una gran cantidad de dislocación, y por ello exhiben pobre conformabilidad e inferior ductilidad. Por consiguiente, la fase principal de la microestructura de la chapa de acero debe estar compuesta de una ferrita poligonal. Además, aún para una ferrita que ha pasado por satisfactoria recristalización, si las microestructuras de ferrita alargada están orientadas a lo largo de la misma dirección, entonces durante la deformación por tracción o deformación por expansión de orificios, puede producirse deformación localizada en porciones dentro de los granos de cristal o en las interfaces que se contactan con las microestructuras duras. Como resultado, ase promueven la formación de microhuecos y interconexión, que tienen a provocar deterioro en la capacidad de flexión, capacidad de expansión de orificios, y conformabilidad de reborde por estiramiento. Por estos motivos, una ferrita poligonal es preferente como la ferrita.

Aquí, ferrita se refiere a la ferrita recristalizada que se forma durante el recocido, o ferrita transformada que se genera durante el proceso de enfriamiento. En la chapa de acero laminada en frío de la presente invención, debido a que los componentes de la chapa de acero y las condiciones de producción son estrictamente controlados, el crecimiento de la ferrita recristalizada se suprime mediante la adición de Ti al acero, mientras que el crecimiento de la ferrita transformada se suprime por la adición de Cr o Mn al acero. En cualquier caso, el tamaño del grano de ferrita es pequeño, donde el tamaño de grano de cristal no excede los 4 μm , y por ello la ferrita puede incluir ferrita recristalizada o ferrita transformada. Además, aún en el caso de microestructuras de ferrita que incluyen una gran cantidad de dislocaciones, en la chapa de acero laminada en frío de la presente invención, debido al control estricto de los componentes de la chapa de acero, las condiciones de laminado en caliente, y las condiciones de recocido permiten que las microestructuras de ferrita se mantengan pequeñas y que se evite la degradación en la ductilidad, el acero también puede incluir dichas microestructuras de ferrita que contienen dislocaciones, si la fracción de volumen es menor que 30%.

En la presente invención, la ferrita preferentemente incluye ninguna ferrita bainítica. La ferrita bainítica incluye una gran cantidad de dislocaciones, y por ello tiende a provocar un deterioro en la ductilidad. Por consiguiente, la ferrita es preferentemente una ferrita poligonal.

La razón para especificar martensita como las microestructuras duras es permitir una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa que debe ser alcanzada mientras se suprime la cantidad de C agregado. Generalmente, la bainita y martensita templada son más suaves que la martensita recién generada que no ha sido templada. Como resultado, si se utilizan bainita o martensita templada para las microestructuras duras, entonces la resistencia del acero disminuye en forma significativa; por ello, la fracción de volumen de microestructuras duras debe incrementarse aumentando la cantidad de C añadido, para asegurar el nivel de resistencia deseado. Esto da como resultado un deterioro indeseable en la soldabilidad. Sin embargo, si la martensita que tiene un tamaño de bloque de no más que 0,9 μm está incluida como la microestructura dura, el acero también puede incluir microestructuras de bainita en la fracción de volumen de menor que 20%. Además, el acero también puede incluir microestructuras de cementita o perlita dentro de las cantidades que no provocan ninguna reducción en la resistencia del acero.

Además, si se toma en consideración asegurar una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa, entonces es esencial incluir las microestructuras duras que se describen más arriba, y el contenido de C de la chapa de acero debe restringirse a un nivel que no provoque ningún deterioro en la soldabilidad, a saber una cantidad que no

exceda el 0,095%, si bien el acero también debe incluir las microestructuras duras anteriores.

La martensita preferentemente tiene una configuración poligonal. La martensita que es alargada en la dirección de laminado o existe mientras tiene forma similar a una aguja tiende a provocar la acumulación heterogénea de tensión y deformación, promueve la formación de micro-huecos, y se puede vincular a un deterioro de la capacidad de expansión de orificios. Por estos motivos, la configuración de la colonia de microestructura dura es preferentemente una configuración poligonal.

En la microestructura de la chapa de acero, la fase principal debe ser una ferrita. Esto se debe porque la utilizar una ferrita altamente dúctil como la fase principal, puede lograrse una combinación de superior ductilidad y capacidad de expansión de orificios. Si la fracción de volumen de ferrita cae debajo de 50%, entonces la ductilidad tiende a disminuir en forma significativa. Por este motivo, la fracción de volumen de ferrita debe ser al menos 50%. Por otro lado, si la fracción de volumen de ferrita excede el 90%, entonces asegurar una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa se hace difícil, y por ello el límite superior para la fracción de volumen de ferrita se establece en 90%. A fin de lograr un equilibrio particularmente superior de ductilidad y capacidad de expansión de orificios, la fracción de volumen preferentemente está dentro de un intervalo de 55 a 85%, y aún más preferentemente de 60 a 80%.

Por otro lado, por los mismos motivos que se describen más arriba, la fracción de volumen de microestructuras duras debe restringirse a menor que 50%. Esta fracción de volumen de microestructuras duras preferentemente está dentro de un intervalo de 15 a 45%, y más preferentemente de 20 a 40%.

Además, el interior de la martensita preferentemente contiene nada de cementita. La precipitación de cementita en el interior de la martensita provoca una reducción en el C solubilizado en sólido dentro de la martensita, que da como resultado una reducción en la resistencia. Por este motivo, el interior de la martensita preferentemente contiene nada de cementita.

Por otro lado, la austenita residual puede estar incluida entre los listones de martensita, en contacto adyacente con la microestructura de martensita, o dentro de las microestructuras de ferrita. Esto se debe a que la austenita residual se transforma en martensita cuando se somete a deformación, y: por ello contribuye con el fortalecimiento del acero.

Sin embargo, debido a que la austenita residual incorpora una gran cantidad de C, la existencia de austenita residual en exceso puede provocar una reducción en la fracción de volumen de la martensita. Por este motivo, el límite superior para la fracción de volumen de austenita residual es preferentemente 3%.

En la presente invención, una microestructura mixta de ferrita y cementita no disuelta obtenida cuando se lleva a cabo el recocido en un intervalo de temperatura inferior al valor Ac1 se clasifica como una microestructura de fase simple de ferrita. La razón para esta clasificación es que debido a que la microestructura de la chapa de acero contiene nada de perlita, bainita, martensita o, no puede obtenerse ningún fortalecimiento estructural a partir de estas microestructuras, y la microestructura es, por ello clasificada como una microestructura de fase única de ferrita. Por consiguiente, esta microestructura no representa una microestructura de la chapa de acero laminada en frío de acuerdo a la presente invención.

Para cada fase de la microestructura anterior, la identificación de ferrita, perlita, cementita, martensita, bainita, austenita, y otras microestructuras residuales, la observación de la posición de las microestructuras, y las mediciones de relaciones de área de superficie pueden llevarse a cabo utilizando cualquiera de un microscopio óptico, un microscopio electrónico de barrido (SEM), o un microscopio electrónico de transmisión (TEM). En este tipo de investigación, una sección transversal a lo largo de la dirección de laminado de la chapa de acero o una sección transversal en una dirección ortogonal a la dirección de laminado puede ser grabada usando un reactivo de Nital o un reactivo que se describe en la Solicitud de Patente Japonesa sin examinar, primera publicación No. S59-219473, y entonces cuantificada mediante inspección con un aumento de 1000 veces en un microscopio óptico, o inspección con un aumento de 1.000 a 100.000 veces utilizando un microscopio electrónico de transmisión o de barrido. En la presente invención, la observación se llevó a cabo con un aumento de 2.000 veces utilizando un microscopio electrónico de barrido, se midieron 20 campos de visión, y se utilizó el método de conteo de puntos para determinar la fracción de volumen.

En cuanto a la medición del tamaño de bloque de martensita, se observó la microestructura utilizando un método de FE-SEM EBSP y se determinaron las orientaciones de cristal; de este modo, se midió el tamaño de bloque. En la chapa de acero de la presente invención, debido a que el tamaño de bloque de martensita es considerablemente menor que el de los aceros convencionales, se debe tener cuidado para asegurar que el incremento establecido sea un valor pequeño adecuado durante el análisis FESEM EBSP. En la presente invención, el barrido se lleva a cabo típicamente en un incremento de 50 nm, se analizó la microestructura de cada microestructura de grano de martensita, y se determinó el tamaño de bloque.

La razón para especificar el contenido de Cr dentro de la martensita como 1,1 a 1,5 veces el contenido de Cr dentro de la ferrita poligonal es que cuando se concentra Cr dentro de la martensita o austenita que existe antes de su transformación en martensita, puede asegurarse un mayor nivel de resistencia reduciendo el tamaño de bloques de martensita, y la resistencia de las uniones soldadas se puede aumentar mediante la supresión de cualquier

ablandamiento del acero durante la soldadura. Durante la etapa de laminado en caliente o el calentamiento conducido después del recocido luego del laminado en frío, el Cr concentrado dentro de la cementita previene el engrosamiento de cementita; permitiendo, de este modo, que el tamaño de bloque de martensita sea reducido, y esto contribuye con una mejora en la resistencia. Durante el recocido, la cementita se transforma en austenita, y el Cr, por ello, incorporado dentro de la cementita es heredado por la austenita. Además, esta austenita entonces se transforma en martensita durante el enfriamiento llevado a cabo después de la etapa de recocido. Por consiguiente, el contenido de Cr dentro de la martensita se debe establecer en 1,1 a 1,5 veces el contenido de Cr dentro de la ferrita poligonal.

Además, el Cr concentrado dentro de la martensita suprime el ablandamiento de las porciones soldadas y aumenta la resistencia de las uniones soldadas. Por lo general, cuando la soldadura por puntos, soldadura de arco, o soldadura por láser se lleva a cabo, las partes soldadas se calientan y las partes fundidas se enfrían rápidamente, por ello, la martensita se convierte en la principal microestructura dentro de la unión. Sin embargo, las regiones circundantes (las porciones afectadas por el calor) se calientan hasta una temperatura alta y se someten a un tratamiento de templado. Como resultado, la martensita se templea y se ablanda en forma significativa. Por otro lado, si se añade una gran cantidad de un elemento que forma carburos de aleación tales como carburo de aleación de Cr ($Cr_{23}C_6$), entonces estos carburos precipitan durante el tratamiento térmico; permitiendo, de este modo, una supresión de cualquier ablandamiento. Mediante la concentración de Cr dentro de la martensita en la forma que se describe más arriba, el ablandamiento de porciones soldadas puede del suprimirse, y la resistencia de las uniones soldadas se puede mejorar más. Sin embargo, si el Cr se incorpora de manera uniforme en todo el acero, entonces la precipitación de los carburos de aleación toma un tiempo considerable, o existe una reducción en el efecto de suprimir el ablandamiento, y; por ello, en la presente invención, con el fin de mejorar aún más el efecto de suprimir el ablandamiento de las porciones soldadas, el tratamiento de concentración de Cr se lleva a cabo en lugares específicos durante las etapas laminado en caliente y calentamiento por recocido; mejorando, de este modo, la resistencia de la unión soldada logrado como resultado de suprimir el ablandamiento, incluso en el caso de un tratamiento térmico corto tal como soldadura.

El contenido de Cr dentro de la martensita y ferrita poligonal puede medirse por EPMA o CMA en un aumento de 1000 a 10000 veces. Debido a que el tamaño de grano de cristal de la martensita incorporada dentro del acero de la presente invención es no más que $4\ \mu\text{m}$, y por ello, relativamente pequeño, el diámetro del punto del haz debe reducirse tanto como sea posible cuando se mide la concentración de Cr dentro de los granos de cristal. En la investigación llevada a cabo por la presente invención, el análisis fue realizado por EPMA, con un aumento de 3.000 veces y utilizando un diámetro de punto de $0,1\ \mu\text{m}$.

En la presente invención, la relación de dureza entre la martensita y la ferrita (a saber, dureza de martensita / dureza de ferrita poligonal) es preferentemente 3 o mayor. El motivo de esta preferencia es que mediante el incremento dramático de la dureza de la martensita en comparación con la ferrita, puede lograrse una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa con una pequeña cantidad de martensita. Como resultado, pueden lograrse mejoras en la soldabilidad y capacidad de expansión de orificios del acero.

En oposición, en una chapa de acero que contiene microestructuras de martensita con tamaños de bloques más grandes, la relación de dureza entre la martensita y la ferrita es aproximadamente 2,5, que es comparativamente pequeño en comparación con el acero de la presente invención que tiene bloques de martensita más pequeños. Como resultado, en los aceros típicos, la fracción de volumen de martensita se incrementa y la capacidad de expansión de orificios se deteriora. Alternativamente, la cantidad de C añadido puede ser incrementado para aumentar la fracción de volumen de martensita, pero esto resulta en soldabilidad inferior.

La dureza de la martensita y ferrita se puede medir por un procedimiento de medición de profundidad de penetración utilizando un medidor de dureza dinámica, o por un procedimiento de medición de tamaño de indentación que combina un nanoindentador y un SEM.

En la investigación de la presente invención, un método de medición de profundidad de penetración que utilizó un medidor de microdureza dinámica que tiene un indentador piramidal de tipo triangular de Berkovich se utilizó para medir los valores de dureza. En pruebas preliminares, las mediciones de dureza se realizaron utilizando una variedad de diferentes cargas, se comprobó la relación entre la dureza, tamaño de indentación, propiedades de tensión, y capacidad de expansión de orificios, y las mediciones entonces se realizaron a una carga de penetración de 0,2 gf. La razón para utilizar un método de medición de penetración de profundidad se debe a que el tamaño de las microestructuras de martensita que existen dentro del acero de la presente invención es no más que $3\ \mu\text{m}$, el cual representa un valor extremadamente pequeño, y si la dureza se mide utilizando un probador de Vickers más típico, entonces el tamaño de indentación sería más grande que el tamaño de martensita., por ello, es sumamente difícil medir la dureza de únicamente las microestructuras de martensita finas. Alternativamente, el tamaño de la indentación sería tan pequeño que sería difícil de medir con precisión el tamaño bajo un microscopio. En la presente invención, se hicieron 1.000 indentaciones, se determinó una distribución de dureza, entonces se condujo una transformada de Fourier para calcular la dureza media de cada microestructura individual, y se calculó la relación entre la dureza que corresponde con la ferrita (DHTF) y la dureza que corresponde con la martensita (DHTM), a saber, la relación de DHTM / DHTF.

Debido a que las microestructuras de bainita incorporadas dentro de la microestructura de acero son más blandas que las microestructuras de martensita, es difícil utilizar estas microestructuras de bainita como factor principal en la determinación de la resistencia a la tracción máxima y capacidad de expansión de orificios. Por consiguiente, en la presente invención, solamente se evaluó la diferencia en la dureza entre la ferrita más blanda y la martensita más dura. Independientemente de la dureza de las microestructuras de bainita, si la relación de dureza de la martensita respecto de la ferrita cae dentro del intervalo especificado, pueden lograrse superior capacidad de expansión de orificios y conformabilidad que representan efectos de la presente invención.

En la chapa de acero laminada en frío de la presente invención, la resistencia a la tracción (TS) es al menos 880 MPa. Si la resistencia es menor que este valor, entonces la resistencia puede asegurarse aún cuando la cantidad de C añadido dentro de la chapa de acero se restringe a no más que 0,1% en masa, y deterioro en la capacidad de soldadura por puntos puede prevenirse. Sin embargo, cuando cada uno de los elementos se incorpora en la cantidad especificada por las condiciones de la presente invención, y la microestructura del acero satisface las condiciones prescritas en la presente invención, una chapa de acero puede obtenerse que tiene una resistencia a la tracción (TS) de al menos 880 MPa, y también exhibe un equilibrio superior balance entre la ductilidad, conformabilidad por estiramiento, capacidad de expansión de orificios, capacidad de flexión, conformabilidad de reborde por estiramiento, y soldabilidad.

A continuación se presenta una descripción de los motivos para restringir las cantidades de los componentes dentro de la chapa de acero de la presente invención.

En la siguiente descripción, a menor que se establezca lo contrario, los valores de % de cada componente representan valores de "% en masa".

La microestructura de la chapa de acero de la presente invención solamente puede ser fabricada llevando a cabo una adición combinada de C, Cr, Si, Mn, Ti, y B, y controlando las condiciones de laminado en caliente y recocido s dentro de los intervalos prescritos. Además, debido a que las funciones de cada uno de estos elementos difieren, todos estos elementos deben añadirse en combinación.

(C: no menor que 0,05% y no más que 0,095%)

C es un elemento esencial para el fortalecimiento estructural utilizando martensita.

Si la cantidad de C es menor que 0,05%, entonces se hace difícil lograr la fracción de volumen de la martensita necesaria para asegurar una resistencia a la tracción de al menos 880 MPa, y por ello el límite inferior de C se establece en 0,05%. En oposición, el motivo para restringir el contenido de C a no más que 0,095% es debido a que si la cantidad de C excede el 0,095%, entonces el deterioro en la relación de ductilidad, que está representado por la relación entre la resistencia de unión en un ensayo de resistencia a la fatiga por tracción y la resistencia de la unión en un ensayo de resistencia a la tracción cruzada, tiende a deteriorarse en forma marcada. Por estos motivos, el contenido de C debe estar dentro de un intervalo de 0,05 a 0,095%.

(Cr: no menor que 0,15% y no más que 2,0%)

Cr no es sólo un elemento de fortalecimiento, sino también en forma significativa reduce el tamaño de bloque de martensita dentro de la microestructura de la chapa de laminado en frío que representa el producto final mediante el control de las microestructura dentro de la chapa laminada en caliente. Por ello, Cr es un elemento muy importante en la presente invención. Específicamente, en la etapa de laminado en caliente, los carburos de Cr precipitan con TiC y TiN actuando como núcleos. Posteriormente, incluso si precipita cementita, el Cr se concentra dentro de la cementita durante el recocido llevado a cabo después del laminado en frío. Estos carburos que contienen Cr son térmicamente más estables que los carburos típicos a base de hierro (cementita). Como resultado, el engrosamiento de los carburos durante el calentamiento llevado a cabo durante el posterior proceso de laminado en frío- recocido puede suprimirse. Esto significa que, en comparación con un acero típico, existe una multitud de carburos muy finos dentro del acero a temperaturas justo por debajo del punto de transformación Ac1 durante el recocido. Cuando la chapa de acero que contiene estos carburos muy finos se calienta a una temperatura de no más que el punto de transformación Ac1, los carburos comienzan a transformarse en austenita. Cuanto más finos son los carburos, menores serán las microestructuras de austenita, y debido a que las microestructuras de austenita formadas con los carburos finos como núcleos mutuamente chocan, se forma austenita agregada a partir de una pluralidad de estos núcleos de carburo. Esta austenita agregada puede aparecer como una única microestructura de austenita, pero debido a que se compone de microestructuras de austenita individuales con diferentes orientaciones, las microestructuras de martensita formadas dentro de la austenita también tendrán diferentes orientaciones. Además, debido a que las microestructuras de austenita están posicionadas de forma adyacente, cuando se produce una transformación de martensita dentro de una microestructura de austenita, la austenita adyacente también experimenta una deformación. La dislocación introducida durante esta deformación induce la formación de una martensita que tiene una orientación diferente; por ello, dando como resultado una nueva reducción en el tamaño de bloque.

Por otro lado, en una chapa de acero convencional, incluso si la cementita que existe dentro de la chapa laminada en caliente estuviera dispersa finamente, cuando se lleva a cabo el proceso de posterior laminado en frío y recocido,

- la cementita se vuelve considerablemente más gruesa durante el calentamiento realizado durante el recocido. Como resultado, la austenita formada por transformación de la cementita también se hace en más gruesa. Además, a menudo existe austenita gruesa dentro de un grano de ferrita, o en una posición aislada en un límite de grano (la proporción de casos en los que la austenita comparte un límite de grano con otra austenita es pequeño); por ello, hay pocas posibilidades de que un listón de martensita que tiene una orientación diferente puede formarse como resultado de la interacción con un listón de martensita que ha sufrido una transformación dentro de otra microestructura de austenita. Por consiguiente, las microestructuras de martensita no pueden reducirse en tamaño, y en algunos casos, se pueden formar microestructuras de martensita compuestas por un solo bloque.
- 5
- Por los motivos que se describen más arriba, Cr debe añadirse al acero.
- 10
- Por otro lado, aunque los carburos de Nb y Ti exhiben excelente estabilidad térmica, debido a que no se funden durante el proceso de recocido continuo o el recocido realizado durante la galvanización continua por inmersión en caliente, no es probable que contribuyan a una reducción en el tamaño de las microestructuras de austenita.
- Además, la adición de Cr también contribuye con una reducción en el tamaño de las microestructuras de ferrita. En otras palabras, durante el recocido, se forma una nueva ferrita (ferrita recristalizada) a partir de la ferrita en estado de laminado en frío, y la recristalización avanza a través del crecimiento de esta nueva ferrita. Sin embargo, debido a que la austenita dentro del acero previene el crecimiento de ferrita, la austenita finamente dispersa provoca la fijación de la ferrita, y contribuye con una reducción en el tamaño de ferrita. Por este motivo, la adición de Cr también contribuye con los aumentos en el límite elástico y la resistencia a la tracción máxima.
- 15
- Sin embargo, porque incluso estos precipitados se funden y se transforman en austenita a temperaturas de no menor que la temperatura máxima alcanzada durante Ac1 durante el recocido continuo o el recocido realizado durante la galvanización continua por inmersión en caliente, en una chapa de acero laminada en frío, una chapa de acero galvanizado, o una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado, aunque puede observarse un incremento en la concentración de Cr dentro de la austenita, en muchos casos no puede observarse cementita que contiene una alta concentración de carburos de Cr o Cr.
- 20
- Los efectos mencionados más arriba logrados mediante la adición de Cr son particularmente marcados cuando la cantidad de Cr añadido es al menos 0,15%, y por ello el límite inferior para el contenido de Cr se establece en 0,15%. Por otro lado, en comparación con Fe, Cr es un elemento relativamente fácilmente oxidado, y por ello la adición de una gran cantidad de Cr tiende a provocar la formación de óxidos en la superficie de la chapa de acero, que tiende a inhibir las propiedades de recubrimiento o capacidad de recubrimiento por conversión química, y puede causar la formación de una gran cantidad de óxidos en las partes soldadas durante la soldadura a tope instantánea, soldadura por arco, soldadura por láser que conduce a un deterioro de la resistencia de las partes soldadas. Estos problemas se vuelven significativos si la cantidad de Cr añadido excede el 2,0%, y por ello el límite superior para el contenido de Cr se establece en 2,0%. El contenido de Cr preferentemente está dentro de un intervalo de 0,2 a 1,6%, y es más preferentemente de 0,3 a 1,2%.
- 25
- 30
- 35 (Si: no menor que 0,3% y no más que 2,0%)
- Si es un elemento de refuerzo, y debido a que no está solubilizado en sólido en cementita, Si tiene el efecto de suprimir la formación de núcleos de cementita. En otras palabras, porque el Si suprime la precipitación de cementita dentro de las microestructuras de martensita, éste contribuye con el fortalecimiento de la martensita. Si la cantidad de Si agregado es menor que el 0,3%, entonces no se puede esperar ningún aumento de la resistencia debido al fortalecimiento de la solución sólida, o no se puede inhibir la formación de cementita dentro de la martensita, y por ello al menos el 0,3% del Si debe añadirse. Por otro lado, si la cantidad de Si agregado excede el 2,0%, entonces la cantidad de austenita residual tiende a aumentar en forma excesiva; provocando, de este modo, un deterioro en la capacidad de expansión de orificios y conformabilidad de reborde por estiramiento después del perforado o corte del acero. Por este motivo, el límite superior para el contenido de Si debe fijarse en 2,0%.
- 40
- 45
- Además, Si se oxida fácilmente, y en una línea de producción de chapa de acero delgada típica tal como una línea de procesamiento de recocido continuo o una línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua, incluso una atmósfera que funciona como una atmósfera reductora para el Fe puede a menudo actuar como una atmósfera oxidante para Si; por ello, el Si forma fácilmente óxidos sobre la superficie de la chapa de acero. Además, debido a que los óxidos de Si exhiben pobre humectabilidad con la galvanización por inmersión en caliente, puede causar defectos de recubrimiento. Por consiguiente, en la producción de chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente, el potencial de oxígeno dentro del horno se controla preferentemente para inhibir la formación de óxidos de Si sobre la superficie de la chapa de acero.
- 50
- (Mn: no menor que 1,7% y no más que 2,6%)
- 55
- Mn es un elemento de fortalecimiento de solución sólida, y también suprime la transformación de austenita en perlita. Por estos motivos, Mn es un elemento muy importante. Además, Mn también contribuye con la supresión del crecimiento de ferrita después del recocido, y por ello también es importante en términos de su contribución a la reducción del tamaño de la ferrita.

Si el contenido de Mn es menor que 1,7%, entonces la transformación de perlitas no puede suprimirse; de este modo, se hace difícil asegurar una fracción de volumen de al menos 10% de martensita, y no puede asegurarse una resistencia a la tracción de al menos 880 MPa. Por estos motivos, el límite inferior para el contenido de Mn es al menos 1,7%. En oposición, si se añade una gran cantidad de Mn, entonces se promueve la co-segregación con P y S, lo que provoca un marcado deterioro en la aptitud de moldeo. Este problema se vuelve significativo si la cantidad de Mn añadido excede el 2,6%, y por ello el límite superior para el contenido de Mn se establece en 2,6%.

(B: no menor que 0,0003% y no más que 0,01%)

B suprime la transformación de ferrita después del recocido y es por ello un elemento particularmente importante. Además, B también inhibe la formación de ferrita gruesa en la etapa de enfriamiento después del laminado de acabado en la etapa de laminado en caliente, y promueve dispersión fina uniforme de carburos a base de hierro (cementita y microestructuras de perlitas). Si la cantidad de B añadido es menor que 0,0003%, entonces estos carburos a base de hierro no pueden dispersarse uniformemente y finamente. Como resultado, aún si se añade Cr, el engrosamiento de la cementita no puede suprimirse en forma satisfactoria, dando como resultado una reducción indeseable en la resistencia y un deterioro en la capacidad de expansión de orificios. Por estos motivos, la cantidad de B añadido debe ser al menos 0,0003%. Por otro lado, si la cantidad de B añadido excede el 0,010%, entonces no sólo el efecto del B se satura, sino las propiedades de producción durante el laminado en caliente tienden a deteriorarse, y por ello el límite superior para el contenido de B se establece en 0,010%.

(Ti: no menor que 0,005% y no más que 0,14%)

Ti contribuye con una reducción en el tamaño de ferrita mediante la demora de la recrystalización, y por ello debe añadirse.

Además, mediante la adición de Ti en combinación con B, el Ti promueve el efecto retardador de la transformación de ferrita proporcionado por B después del recocido, y la reducción resultante en el tamaño de ferrita; por ello, Ti es un elemento extremadamente importante. Específicamente, se sabe que el efecto retardador de la transformación de ferrita proporcionado por B es provocado por B solubilizado en sólido. Por consiguiente, es importante que durante la etapa de laminado en caliente, B no precipite como nitruro de B (BN). Como resultado, es necesario suprimir la formación de BN mediante la adición de Ti, que es un elemento de formación de nitruro más fuerte que B. Por consiguiente, la adición de Ti y B en combinación promueve el efecto retardador de la transformación de ferrita proporcionado por B. Además, Ti es también importante en términos de su contribución a mejorar la resistencia de la chapa de acero debido al fortalecimiento de la precipitación y fortalecimiento de granos finos que se logra suprimiendo el crecimiento de granos de cristal de ferrita. Estos efectos no son alcanzables si la cantidad de Ti añadido es menor que 0,005%, y por ello el límite inferior para el contenido de Ti se establece en 0,005%. Por otro lado, si la cantidad de Ti añadido excede el 0,14%, entonces la recrystalización de ferrita es excesivamente demorada; de este modo, la ferrita no recrystalizada que es alargada en la dirección de laminado puede permanecer, provocando un dramático deterioro en la capacidad de expansión de orificios. Por este motivo, el límite superior para el contenido de Ti es 0,14%.

(P: no más que 0,03%)

P tiende a ser segregado dentro de la parte central en todo el espesor de la chapa de acero, y provoca fragilización de las partes soldadas. Si la cantidad de P excede el 0,03%, entonces esta fragilización de soldadura se vuelve marcada, y por ello el intervalo permisible para el contenido de P se limita a no más que 0,03%.

No existen restricciones particulares sobre el límite inferior para P, a pesar de que la reducción del contenido de P a menor que el 0,001% es económicamente inviable, y por ello este valor se establece preferentemente como límite inferior.

(S: no más que 0,01%)

Si la cantidad de S excede el 0,01%, entonces S tiene un efecto adverso en la soldabilidad y las propiedades de producción durante la colada y laminado en caliente, y por ello el intervalo permisible para el contenido de S es restringido a no más que 0,01%. No existen restricciones particulares sobre el límite inferior para S, aunque la reducción del contenido de S a menor que 0,0001% es económicamente inviable, y por ello este valor preferentemente se establece como el límite inferior. Además, debido a que S se une con Mn para formar MnS grueso, éste tiende a provocar un deterioro en la capacidad de expansión de orificios. Por consiguiente, en términos de capacidad de expansión de orificios, el contenido de S debe suprimirse hasta un nivel tan bajo como sea posible.

(Al: no más que 0,10%)

Al promueve la formación de ferrita, lo que mejora la ductilidad, y por ello puede añadirse si se desea. Además, Al también puede actuar como un material desoxidante.

Sin embargo, la adición excesiva aumenta el número de inclusiones gruesas a base de Al, lo que puede provocar un deterioro en la capacidad de expansión de orificios así como defectos de superficie. Estos problemas se vuelven

particularmente marcados si la cantidad de Al añadida excede el 0,1%, y por ello el límite superior para el contenido de Al se establece en 0,1%. Aunque no existen restricciones particulares sobre el límite inferior para Al, la reducción del contenido de Al a menor que 0,0005% es problemática, y este valor por ello se convierte en el límite inferior eficaz.

5 (N: menor que 0,005%)

N forma nitruros gruesos y provoca deterioro en la capacidad de flexión y la capacidad de expansión de orificios, y la cantidad de N añadido por ello debe suprimirse. Específicamente, si el contenido de N es 0,005% o mayor, entonces las tendencias anteriores se vuelven significativas, y por ello el intervalo permisible para el contenido de N se establece en menor que 0,005%. Además, N también puede provocar sopladuras durante la soldadura, y por ello el contenido de N es preferentemente tan bajo como sea posible. Además, si el contenido de N es mucho más grande que la cantidad de Ti añadido, entonces se forma BN y los efectos logrados mediante la adición de B son disminuidos; por ello, el contenido de N preferentemente se mantiene tan bajo como sea posible. Aunque no existen restricciones particulares sobre el límite inferior para el contenido de N en términos de lograr los efectos de la presente invención, la reducción del contenido de N a menor que 0,0005% tiende a provocar un incremento significativo en los costos de producción, y este valor por ello se convierte en el límite inferior eficaz.

(O: no menor que 0,0005% y no más que 0,005%)

O forma óxidos que provocan un deterioro en la capacidad de flexión y capacidad de expansión de orificios, y la cantidad de O añadido por ello debe restringirse. En particular, O a menudo existe en la forma de inclusiones, y si éstas existen en un borde perforado hacia fuera o una sección transversal cortada, entonces defectos de la superficie similares a una muesca u hoyuelos gruesos pueden formarse en la superficie del borde. Como resultado, la concentración de tensión tiende a producirse durante la expansión de orificios proceso de o gran deformación, que puede entonces actuar como un origen para la formación de grietas; por ello, se produce una dramático deterioro de la capacidad de expansión de orificios y capacidad de flexión. Específicamente, si el contenido de O excede el 0,005%, entonces estas tendencias se vuelven particularmente marcadas, y por ello el límite superior para el contenido de O se establece en 0,005%. Por otro lado, la reducción del contenido de O a menor que 0,0005% es excesivamente costoso y por ello económicamente indeseable. Por consiguiente el límite inferior para el contenido de O se establece en 0,0005%. Sin embargo, los efectos de la presente invención aún se obtienen si el contenido de O se reduce a menor que 0,0005%.

La chapa de acero laminada en frío de la presente invención contiene los elementos anteriores como componentes esenciales, mientras que contiene como resto, hierro e impurezas inevitables.

La chapa de acero laminada en frío de la presente invención preferentemente contiene nada de Nb añadido o Mo. Debido a que el Nb y Mo retardan dramáticamente la recristalización de ferrita, la ferrita no recristalizada tiende a permanecer dentro de la chapa de acero. La ferrita no recristalizada es una microestructura procesada que exhibe pobre ductilidad, y es indeseable porque la misma tiende a provocar un deterioro en la ductilidad del acero. Además, la ferrita no recristalizada es ferrita que ha sido formada durante el laminado en caliente y entonces es alargada durante el laminado en frío, y por ello tiene una forma que es alargada en la dirección de laminado. Además, si la demora en la recristalización se vuelve demasiado grande, entonces la fracción de volumen de las microestructuras de ferrita no recristalizada que han sido estiradas en la dirección de laminado tiende a aumentar, y aún pueden producirse microestructuras similares a bandas compuestas de granos de ferrita de no recristalización ligados.

La FIG. 2 es una fotografía de microscopio óptico de una chapa de acero que tiene microestructuras similares a bandas. Debido a que la chapa de acero tiene microestructuras similares a capas que se extienden en la dirección de laminado, en pruebas tales como proceso de expansión de orificios que son propensas a causar grietas y desarrollar agrietamiento, las grietas tienden a desarrollarse a lo largo de las microestructuras similares a capas. Como resultado, las propiedades del acero se deterioran. En otras palabras, estos tipos de microestructuras irregulares que se extienden en una sola dirección tienden a sufrir de concentración de tensiones en las interfaces de los microestructuras, y no son deseables ya que tienden a promover la propagación de grietas durante la prueba de expansión de orificios. Por estos motivos, Nb y Mo preferentemente no se agregan a la chapa de acero.

De manera similar al Ti, V contribuye con una reducción en tamaño de las microestructuras de ferrita, y por ello puede añadirse al acero. En comparación con Nb, V tiene un efecto retardador de la recristalización más pequeño y es por ello menos probable hacer que permanezca de ferrita no recristalizada. Esto significa que V es capaz de suprimir el deterioro en la capacidad de expansión de orificios y ductilidad al mínimo, logrando al mismo tiempo un incremento en la resistencia.

(V: no menor que 0,01% y no más que 0,14%)

V contribuye con una mejora en la resistencia y capacidad de expansión de orificios para la chapa de acero debido al fortalecimiento de la precipitación y fortalecimiento de granos finos que se logra suprimiendo el crecimiento de granos de cristal de ferrita, y por ello es un elemento importante. Estos efectos no son alcanzables si la cantidad de V añadido es menor que 0,01%, y por ello el límite inferior para el contenido de V se establece en 0,01%. Por otro lado, si la cantidad de V añadido excede el 0,14%, entonces aumenta la precipitación de nitruro y la conformabilidad

tiende a deteriorarse, y por ello el límite superior para el contenido de V es 0,14%.

Ni, Cu, y W, de manera similar al Mn, retardan la transformación de ferrita en la etapa de enfriamiento llevada a cabo después del recocido, y uno o más de estos elementos por ello puede añadirse al acero. Como se describe a continuación, las cantidades preferentes para Ni, Cu, y W son cada una menor que 0,05%, y la cantidad total de Ni, Cu, y W es preferentemente menor que 0,3%. Estos elementos tienden a concentrarse en la superficie; de este modo, provocando defectos superficiales, y también pueden inhibir la concentración de Cr dentro de la austenita, y las cantidades añadidas por ello preferentemente se suprimen hasta los niveles mínimos.

(Ni: menor que 0,05%)

Ni es un elemento de refuerzo, y también retrasa la transformación de ferrita en la etapa de enfriamiento llevada a cabo después del recocido, y contribuye con una reducción en el tamaño del grano de ferrita, y por ello puede añadirse al acero. Si la cantidad de Ni añadido es 0,05% o mayor, entonces existe un peligro de que la concentración de Cr dentro de la austenita pueda inhibirse, y por ello el límite superior para el contenido de Ni se establece en menor que 0,05%.

(Cu: menor que 0,05%)

Cu es un elemento de refuerzo, y también retrasa la transformación de ferrita en la etapa de enfriamiento llevada a cabo después del recocido, y contribuye con una reducción en el tamaño del grano de ferrita, y por ello puede añadirse al acero. Si la cantidad de Cu añadido es 0,05% o mayor, entonces existe un peligro de que la concentración de Cr dentro de la austenita pueda inhibirse, y por ello el límite superior para el contenido de Cu se establece en menor que 0,05%. Además, Cu también puede provocar defectos de superficie, y por ello el límite superior para el contenido de Cu es preferentemente menor que 0,05%.

(W: menor que 0,05%)

W es un elemento de refuerzo, y también retrasa la transformación de ferrita en la etapa de enfriamiento llevada a cabo después del recocido, y contribuye con una reducción en el tamaño del grano de ferrita, y por ello puede añadirse al acero. Además, W también retarda la recristalización de ferrita, y por ello también contribuye con fortalecimiento de granos finos y una mejora en la capacidad de expansión de orificios reduciendo el tamaño de los granos de ferrita. Sin embargo, si la cantidad de W añadido es 0,05% o mayor, entonces existe un peligro de que la concentración de Cr dentro de la austenita pueda inhibirse, y por ello el límite superior para el contenido de W se establece en menor que 0,05%.

Lo siguiente es una descripción de las razones para restringir las condiciones de producción de la chapa de acero de la presente invención.

Como se describe más arriba, las propiedades de la chapa de acero de la presente invención pueden lograrse satisfaciendo la característica de contener ferrita que tiene un tamaño de grano de cristal de no más que 4 μm como la fase principal, la característica en la que la martensita en microestructuras duras tiene un tamaño de bloque de no más que 0,9 μm , y la característica en la que el contenido de Cr dentro de la martensita es 1,1 a 1,5 veces el contenido de Cr dentro de la ferrita poligonal. Para obtener dicha microestructura de la chapa de acero, las condiciones durante el laminado en caliente, el laminado en frío, y el recocido deben ser estrictamente controladas.

Específicamente, primero llevando a cabo laminado en caliente, las microestructuras distintas de ferrita tal como cementita y carburo de aleación de Cr (Cr_{23}C_6) precipitan finamente. Esta cementita se forma a bajas temperaturas, pero tiene una propiedad de promover la concentración de Cr.

Entonces, durante la elevación de temperatura que se produce durante la etapa de recocido después del laminado en caliente, la cementita se descompone para generar austenita. En este momento, el Cr dentro de la cementita se concentra dentro de la austenita. De esta manera, Cr se concentra dentro de la austenita. Debido a que la austenita se transforma en martensita, el procedimiento que se describe más arriba puede utilizarse para fabricar una chapa de acero laminada en frío que tiene martensita que contiene Cr concentrado.

Los precipitados de Ti están estrechamente relacionados con la generación de cementita y carburos de aleación de Cr durante la etapa de laminado en caliente, y es importante incluir dichos precipitados de Ti dentro del acero. Después del laminado en bruto, la chapa laminada en bruto se mantiene durante al menos 6 segundos a una temperatura dentro de un intervalo de 950 a 1080°C; de este modo, formando precipitados de Ti y facilitando la precipitación de cementita fina.

Además, en la etapa de recocido, calentando gradualmente la chapa de laminado en frío a una velocidad de incremento de temperatura de no más que 7°C/segundo, se puede hacer precipitar una mayor cantidad de cementita.

El procedimiento anterior puede utilizarse para hacer precipitar partículas finas de cementita distintas de los granos de ferrita.

En general, la difusión de Cr dentro de ferrita y austenita es bastante lenta, y requiere un tiempo considerablemente largo, y por ello se ha pensado que la concentración de Cr dentro de austenita es difícil de lograr. Sin embargo, mediante el uso del procedimiento que se describe más arriba, el Cr se puede concentrar dentro de la austenita; de este modo, se fabrica una chapa de acero laminada en frío que tiene martensita que contiene Cr concentrado.

5 A continuación se proporciona una descripción más detallada de cada una de las etapas.

10 No existen restricciones particulares sobre la plancha suministrada a la etapa de laminado en caliente, si la plancha contiene los componentes químicos mencionados más arriba para la chapa de acero laminada en frío de la presente invención. En otras palabras, la plancha puede fabricarse utilizando un dispositivo de colada de plancha continua, una máquina de colada de plancha delgada, o similares. Además, se puede emplear un proceso tal como un proceso continuo de laminado directo por de fundición (CC-DR) en el que se somete la plancha a laminado en caliente inmediatamente después de la colada.

Primero, la plancha se calienta, calentando la plancha directamente hasta una temperatura de 1.200°C o mayor, o primero enfriando y calentando posteriormente la plancha hasta una temperatura de 1.200°C o mayor.

15 La temperatura de calentamiento para la plancha debe ser suficiente para asegurar que los carbonitruros de Ti gruesos precipitados durante la colada pueden volverse a fundir, y por ello debe ser al menos 1200°C. No existen restricciones particulares sobre el límite superior para la temperatura de calentamiento de la plancha, y los efectos de la presente invención pueden obtenerse a temperaturas superiores; sin embargo, si la temperatura de calentamiento es elevada excesivamente, entonces el calentamiento se vuelve económicamente indeseable, y el límite superior para la temperatura de calentamiento por ello preferentemente se fija en menor que 1300°C.

20 A continuación, la plancha calentada se somete a laminado en caliente (laminado en bruto) en condiciones que producen una relación de reducción total de al menos 70%; de ese modo, formando una chapa laminada en bruto. Esta chapa laminada en bruto entonces se mantiene durante al menos 6 segundos a una temperatura dentro de un intervalo de 950 a 1080°C. Como resultado de esto la relación de reducción (laminado en caliente) de al menos 70% y la posterior retención dentro de un intervalo de temperatura de 950 a 1080°C, los carbonitruros tal como TiC, TiCN, 25 y TiCS se precipitan finamente; permitiendo de este modo que el tamaño de grano de austenita después del laminado de acabado se mantenga uniformemente. El cálculo de la relación de reducción se realiza dividiendo el espesor de la chapa después del laminado por el espesor de la chapa previo al laminado y multiplicando por 100.

30 El motivo de especificar una relación de reducción de al menos 70% es que esto permite la introducción de una gran cantidad de dislocaciones; de este modo, incrementando el número sitios de precipitación de carbonitruro Ti y promoviendo dicha precipitación. Si la relación de reducción es menor que 70%, entonces no puede obtenerse un efecto de promoción de precipitado significativo, y no puede lograrse tamaño de grano de austenita fino uniforme. Como resultado, el tamaño del grano de ferrita después del laminado en frío y recocido no puede reducirse, y la capacidad de expansión de orificios tiende a deteriorarse; por ello, esto es indeseable. Aunque no existen 35 restricciones particulares sobre el límite superior para la relación de reducción, elevar esta relación más allá del 90% es problemático en términos de productividad y restricciones de equipo, y por ello, el 90% se convierte en el límite superior eficaz.

40 La temperatura de retención después del laminado debe ser no menor que 950°C y no más que 1080°C. Como resultado de la investigación intensiva, los inventores de la presente invención descubrieron que esta temperatura de retención esta estrechamente relacionada con el comportamiento del precipitado del carbonitruro de Ti previo al laminado de acabado y a la capacidad de expansión de orificios. En otras palabras, la precipitación de estos compuestos de carbonitruro se produce más rápido en la proximidad de 1.000°C, y como la temperatura se mueve más allá de este valor, la precipitación en la región de austenita tiende a ralentizarse. En otras palabras, a una temperatura que excede los 1080°C, se requiere tiempo considerable para la formación de los compuestos de carbonitruro, y por ello la reducción en el tamaño de grano de austenita no se produce. Como resultado, no puede 45 lograrse ninguna mejora en la capacidad de expansión de orificios; por ello, no es preferible. A temperaturas menores que 950°C, se requiere tiempo considerable para la precipitación de los compuestos de carbonitruro, y por ello es imposible reducir el tamaño de grano de la austenita recristalizada, haciendo difícil lograr una mejora en la capacidad de expansión de orificios. Por estos motivos, la temperatura de retención previa al laminado de acabado preferentemente se lleva a cabo dentro de un intervalo de 950 a 1080°C.

50 Una chapa de acero tal como la chapa de acero laminada en frío de la presente invención, que tiene una resistencia de al menos 880 MPa después del laminado en frío y recocido, contiene grandes cantidades de Ti y B, y también contiene grandes cantidades de Si, Mn, y C añadido, y como resultado, la fuerza de laminado de acabado durante el laminado en caliente aumenta; incrementando, de este modo, la carga en el proceso de laminado. Convencionalmente, la fuerza de laminado a menudo se ha reducido, aumentando la temperatura en el lado de suministro del laminado de acabado, o realizando el laminado (laminado en caliente) con una relación de reducción más baja. Como resultado, las condiciones de producción durante el laminado en caliente se encuentran fuera de aquellas especificadas para la presente invención, y el logro de los efectos deseados de introducción de Ti ha demostrado ser difícil. El aumento de la temperatura de laminado de acabado o la reducción de la relación de reducción de esta manera provoca falta de uniformidad dentro de las microestructuras de chapa laminada en 55

caliente obtenidas mediante la transformación de la austenita. Esto provoca un deterioro de la capacidad de expansión de orificios y la capacidad de flexión, y por ello no es deseable.

5 Posteriormente, la chapa laminada en bruto se somete a laminado en caliente (laminado de acabado) en condiciones que incluyen una relación de reducción total de al menos 85% y una temperatura de acabado dentro de un intervalo de 820 a 950°C. Estas relación de reducción y temperatura se determinan desde los puntos de vista de lograr superior reducción de tamaño y uniformidad para las microestructuras de acero. En otras palabras, si el laminado es conducido con una relación de reducción de menor que 85%, entonces es difícil lograr una reducción satisfactoria en el tamaño de las microestructuras. Además, si el laminado es conducido con una relación de reducción que excede el 98%, entonces se requieren adiciones excesivas al equipo de producción, y por ello el límite superior para la relación de reducción es preferentemente 98%. Una relación de reducción más preferente está dentro de un intervalo de 90 a 94%.

10 Si la temperatura de acabado es menor que 820°C, entonces el laminado puede considerarse parcialmente laminado de intervalo de ferrita, lo que hace difícil controlar el espesor de la chapa y tiende a tener un efecto adverso en la calidad del producto, y por ello 820°C se establece como límite inferior. En oposición, si la temperatura de acabado excede los 950°C, entonces es difícil lograr una reducción satisfactoria en el tamaño de las microestructuras, y por ello 950°C se establece como el límite superior. Un intervalo más preferente para la temperatura de acabado está dentro de un intervalo de 860 a 920°C.

20 Después del laminado de acabado, la chapa de acero se somete a enfriamiento por agua o enfriamiento por aire, y debe bobinarse dentro de un intervalo de temperatura de 400 a 630°C. Esto asegura que se obtiene una chapa de acero de laminado en caliente en la que los carburos a base de hierro están dispersos en forma uniforme en toda la microestructura de acero, dando como resultado mejoras en la capacidad de expansión de orificios y capacidad de flexión después del laminado en frío y recocido. Durante este proceso de enfriamiento, o después del proceso de bobinado, $Cr_{23}C_6$ y cementita precipitan con los precipitados de Ti actuando como núcleos. Si la temperatura de bobinado excede los 630°C, entonces las microestructuras de la chapa de acero tienden a convertirse en microestructuras de ferrita y perlitas, los carburos no pueden dispersarse uniformemente, y la microestructura después del recocido tiende a carecer de uniformidad, lo que es indeseable. En oposición, si la temperatura de bobinado es menor que 400°C, entonces la precipitación de $Cr_{23}C_6$ se vuelve problemática, Cr no puede concentrarse dentro de la austenita, y se hace imposible lograr la combinación de alta resistencia con superior soldabilidad y capacidad de expansión de orificios que representa los efectos de la presente invención. Además, la resistencia de la chapa laminada en caliente se vuelve excesivamente lata, haciendo difícil el laminado en frío, y esto también es indeseable.

Durante el laminado en caliente, las chapas laminadas en bruto pueden unirse, de manera que el laminado de acabado pueda conducirse en forma continua. Además, la chapa laminada en bruto también puede bobinarse previo al procesamiento posterior.

35 La chapa de acero laminada en caliente fabricada en la manera que se describe más arriba entonces se somete a lavado con ácido. El lavado con ácido permite la eliminación de los óxidos de la superficie de la chapa de acero, y por ello es importante en términos de mejorar las propiedades de conversión química de la chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que representa el producto final, o mejorar las propiedades de recubrimiento fundido de la chapa de acero laminada en frío utilizada para fabricar una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente o una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado. Además, puede conducirse un lavado con ácido simple, o el lavado con ácido puede realizarse a través de varias repeticiones.

45 La chapa de acero laminada en caliente lavada en ácido entonces se somete a laminado en frío con una relación de reducción de 40 a 70%, formando de ese modo una chapa de laminado en frío. Esta chapa de laminado en frío es entonces alimentada a una línea de procesamiento de recocido continuo o a línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua. Si la relación de reducción es menor que 40%, entonces se hace difícil retener una forma plana. Además, la ductilidad del producto final también tiende a deteriorarse, y por ello el límite inferior se establece en 40%. En oposición, si la relación de reducción excede el 70%, entonces la fuerza de laminado en frío de vuelve demasiado grande, haciendo que el laminado en frío sea difícil, y por ello el límite superior se establece en 70%. Un intervalo más preferente es de 45 a 65%. No existen restricciones particulares en el número de pasadas de laminado o la relación de reducción para cada pasada, que tienen poco impacto en los efectos de la presente invención.

55 Posteriormente, la chapa de laminado en frío es alimentada a un aparato de recocido continuo. Primero, en un intervalo de temperatura de menor que 550°C, la temperatura de la chapa de laminado en frío se eleva a una tasa de calentamiento (una tasa de incremento de temperatura) de no más que 7°C/segundo. Durante este proceso, más partículas de cementita precipitan en las dislocaciones introducidas durante el enfriamiento, y se produce más concentración de Cr dentro de la cementita. Por consiguiente, puede promoverse la concentración de Cr dentro de la austenita, y también, puede lograrse la combinación de alta resistencia con superior capacidad de soldadura por puntos y capacidad de expansión de orificios que representa el efecto de la presente invención. Si la tasa de calentamiento excede los 7°C/segundo, entonces este tipo de promoción de precipitación de cementita y más concentración de Cr dentro de la cementita es imposible; por ello, los efectos de la presente invención no pueden

lograrse. Además, si la tasa de calentamiento es menor que 0,1°C/segundo, entonces la productividad disminuye marcadamente, lo que es indeseable.

La chapa de laminado en frío entonces se retiene a una temperatura de no menor que 550°C y no más que la temperatura de punto de transformación Ac1 durante un período de 25 a 500 segundos. Esto provoca precipitación adicional de cementita con los granos precipitados de Cr23C6 actuando como núcleos. Además, Cr puede concentrarse dentro de la cementita precipitada. La concentración del Cr dentro de la cementita es promovida por las dislocaciones generadas durante el laminado en frío. Si la temperatura de retención es mayor que la temperatura de punto de transformación Ac1, entonces la recuperación (eliminación) de las dislocaciones generadas durante el laminado en frío se vuelve significativa; de este modo, la concentración del Cr se ralentiza. Además, la precipitación de cementita no se produce, y por ello la chapa de laminado en frío debe mantenerse a una temperatura de no menor que 550°C y no más que la temperatura de punto de transformación Ac1 durante un período de 25 a 500 segundos. Si la temperatura de retención es menor que 550°C, entonces la difusión de Cr es lenta, y se requiere tiempo considerable para la concentración de Cr dentro de la cementita; por ello, se hace difícil lograr los efectos de la presente invención. Por este motivo, la temperatura de retención se especifica como no menor que 550°C y no más que la temperatura de punto de transformación Ac1. Además, si el tiempo de retención es más corto que 25 segundos, entonces la concentración de Cr dentro de la cementita tiende a ser inadecuada. Si el tiempo de retención es más largo que 500 segundos, entonces el acero se vuelve demasiado estabilizado, y la fusión durante el recocido requiere un tiempo muy largo, causando un deterioro de la productividad. Además, el término "retener" se refiere no sólo al simple mantenimiento de la misma temperatura durante un período predeterminado, sino también un período de residencia dentro del intervalo de temperatura anterior durante el que puede producirse el calentamiento gradual o similar.

Aquí, la temperatura de punto de transformación Ac1 se refiere a la temperatura calculada utilizando la fórmula que se muestra a continuación.

$$Ac1 = 723 - 10,7x\% \text{ de Mn} - 16,9 x \% \text{ de Ni} + 29,1 x\% \text{ de Si} + 16,9x\% \text{ de Cr}$$

(en la que % de Mn, % de Ni, % de Si, y % de Cr se refieren a las cantidades (% en masa) de los diversos elementos Mn, Ni, Si, y Cr respectivamente dentro del acero)

A continuación, la chapa de laminado en frío es recocida a una temperatura de 750 a 860°C. Estableciendo la temperatura de recocido hasta una temperatura alta que excede el punto de transformación Ac1, se logra una transformación de cementita a austenita, y el Cr es retenido en un estado concentrado dentro de la austenita.

Durante esta etapa de recocido, la austenita se genera con los granos de cementita finamente precipitados que actúan como núcleos. Esta austenita se transforma en martensita en una etapa posterior, y por ello en un acero tal como el acero de la presente invención donde la cementita fina está dispersa en todo el acero en alta densidad, las microestructuras de martensita también se reducirán en tamaño. En oposición, en un acero convencional, la cementita se vuelve más gruesa durante el calentamiento, y por ello la austenita generada por transformación inversa de la cementita también se vuelve en más gruesa. Por otro lado, si se suprime este engrosamiento, entonces se cree que debido a que los granos de austenita generados a partir de cada una de las microestructuras de cementita existen en estrecha proximidad, que pueden parecer como una sola masa, pero debido a que sus propiedades son diferentes (a saber, sus orientaciones son diferentes), el tamaño de bloque en realidad se puede reducir. Como resultado, la dureza de la martensita se puede ajustar a un nivel muy alto, y una resistencia de al menos 880 MPa puede lograrse incluso si la cantidad de C añadido se suprime a no más que 0,1%. Esto permite que se logre una combinación de alta resistencia y superiores soldabilidad y capacidad de expansión de orificios.

Además, debido a que no se añade ningún Nb al acero de la presente invención, se facilita la recristalización de ferrita, permitiendo la formación de ferrita poligonal. En otras palabras, la ferrita no recristalizada y microestructuras similares a bandas que son alargadas en la dirección de laminado no existen. Como resultado, no se produce ningún deterioro en la capacidad de expansión de orificios.

De esta manera, los inventores de la presente invención descubrieron un método simple de concentrar Cr dentro de la cementita, y fueron capaces de fabricar una chapa de acero que contradice el conocimiento convencional.

El motivo para restringir la temperatura de calentamiento máxima durante recocido a un valor dentro de un intervalo de 750 a 860°C es que si la temperatura es menor que 750°C, entonces los carburos formados durante laminado en caliente no pueden fundirse en forma satisfactoria; de este modo, no puede asegurarse la relación de microestructura dura requerida para lograr una alta resistencia de 880 MPa. Además, los carburos sin fundir son incapaces de prevenir el crecimiento de ferrita recristalizada; por ello, la ferrita se vuelve más gruesa y alargada en la dirección de laminado, lo que provoca un significativo deterioro en la capacidad de expansión de orificios y capacidad de flexión. Por otro lado, el recocido de temperatura muy alta en el que la temperatura de calentamiento máxima alcanzada excede los 860°C no es solamente indeseable desde un punto de vista económica, sino que resulta en una fracción de volumen de austenita durante el recocido que es demasiado grande, lo que significa que se hace difícil asegurar que la fracción de volumen para la ferrita de la fase principal sea al menos 50%, y resulta en un deterioro en la ductilidad. Por estos motivos, la temperatura máxima alcanzada durante el recocido debe estar dentro de un intervalo de 750 a 860°C, y preferentemente está dentro de un intervalo de 780 a 840°C.

Si el tiempo de retención durante recocido es demasiado corto, entonces existe una chance incrementada de carburos sin fundir que permanecen en el acero, que provoca una reducción en la fracción de volumen de austenita, y por ello se prefiere un tiempo de retención de al menos 10 segundos. Por otro lado, si el tiempo de retención es demasiado largo, entonces existe una chance incrementada de que los granos de cristal se engrosen, lo que provoca un deterioro en la resistencia y la capacidad de expansión de orificios, y por ello el límite superior para el tiempo de retención es preferentemente 1.000 segundos.

Posteriormente, la chapa de laminado en frío recocida debe enfriarse de la temperatura de recocido a 620°C a una velocidad de enfriamiento de no más que 12°C/segundo. En la presente invención, con el fin de evitar una reducción de la resistencia debido al templado de la martensita y un deterioro en la soldabilidad de punto causado por un aumento en el contenido de C requerido para superar esta reducción de la resistencia, la temperatura de inicio de transformación de la martensita (temperatura M_s) debe ser reducida tanto como sea posible. Por consiguiente, en aquellos casos en los que el recubrimiento no es llevado a cabo después del recocido, C se concentra dentro de la austenita para mejorar la estabilidad; por ello, el enfriamiento de la chapa recocida de la temperatura de recocido a 620°C debe llevarse a cabo a una velocidad de enfriamiento de no más que 12°C/segundo. Sin embargo, una reducción extrema en la tasa de enfriamiento tiende a provocar un incremento excesivo en la fracción de volumen de ferrita, de modo que incluso si la martensita se endurece, se hace difícil lograr una resistencia de al menos 880 MPa. Además, la austenita tiende a transformarse en perlita; por ello, la fracción de volumen de martensita necesaria para garantizar el nivel deseado de resistencia no se puede lograr. Por estos motivos, el límite inferior para la tasa de enfriamiento debe ser al menos 1°C/segundo. La tasa de enfriamiento preferentemente está dentro de un intervalo de 1 a 10°C/segundo, y más preferentemente está dentro de un intervalo de 2 a 8°C/segundo.

El motivo para especificar que el enfriamiento posterior de 620°C a 570°C es conducido a una velocidad de enfriamiento de al menos 1°C/segundo es suprimir la transformación de ferrita y perlita durante el proceso de enfriamiento. Aún cuando grandes cantidades de Mn y Cr se añaden para suprimir el crecimiento de ferrita, y B se añade para inhibir la generación de nuevos núcleos de ferrita, la formación de ferrita aún puede no ser completamente inhibida, y la formación de ferrita aún puede producirse durante el proceso de enfriamiento. Además, la transformación de perlita también se produce en o en la proximidad de 600°C, lo que provoca una reducción dramática en la fracción de volumen de microestructuras duras. Como resultado, la fracción de volumen de microestructuras duras se vuelve demasiado pequeña; por ello, no puede asegurarse una resistencia a la tracción máxima de 880 MPa. Además, el tamaño del grano de ferrita también tiende a incrementarse; por ello, la capacidad de expansión de orificios también se deteriora.

Por consiguiente, el enfriamiento debe llevarse a cabo a una velocidad de enfriamiento de al menos 1°C/segundo. Por otro lado, si la tasa de enfriamiento es aumentada en forma significativa, entonces aunque no surjan problemas de material, elevar la tasa de enfriamiento excesivamente tiende a llevar a un incremento significativo en el costo de producción, y en consecuencia el límite superior para la tasa de enfriamiento es preferentemente 200°C/segundo. El procedimiento utilizado para llevar a cabo el enfriamiento puede ser enfriamiento por rodillo, enfriamiento por aire, enfriamiento por agua, o una combinación de cualquiera de estos procedimientos.

La chapa de acero entonces se enfría en todo el intervalo de temperatura de 250 a 100°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 5°C/segundo. El motivo para especificar la tasa de enfriamiento de al menos 5°C/segundo en el intervalo de temperatura de 250 a 100°C es inhibir el templado de la martensita y el ablandamiento asociado con dicho templado. En aquellos casos en los que la temperatura de transformación de martensita es alta, aún si el templado por recalentamiento o retención del acero a la misma temperatura durante un largo período no se realizan, los carburos a base de hierro aún pueden precipitar dentro de la martensita, provocando una reducción en la dureza de la martensita. El motivo para especificar un intervalo de temperatura de 250 a 100°C es que arriba de 250°C o debajo de 100°C, no es posible que se produzcan la transformación de la martensita o precipitación de carburos a base de hierro dentro de la martensita. Además, si la tasa de enfriamiento es menor que 5°C, entonces la reducción de resistencia provocada por el templado de martensita se vuelve significativo, y por ello la tasa de enfriamiento debe establecerse en al menos 5°C/segundo.

La chapa de acero laminada en frío recocida también puede someterse a laminado de temple. La relación de reducción para el laminado de temple preferentemente está dentro de un intervalo de 0,1 a 1,5%. Si la relación de reducción es menor que 0,1%, entonces el efecto es mínimo y el control también es difícil, y por ello 0,1% se convierte en el límite inferior. Si la relación de reducción excede el 1,5%, entonces la productividad se deteriora dramáticamente, y por ello 1,5% actúa como un límite superior. El laminado de temple puede conducirse en línea o fuera de línea. Además, un laminado de temple simple puede llevarse a cabo para lograr la relación de reducción deseada, o puede realizarse una pluralidad de repeticiones de laminado.

Además, con el propósito de mejorar las propiedades de conversión química de la chapa de acero laminada en frío recocida, también puede llevarse a cabo un tratamiento de lavado con ácido o tratamiento alcalino. Mediante la realización de un tratamiento de lavado ácido o tratamiento alcalino, las propiedades de conversión química de la chapa de acero se pueden mejorar, y la resistencia a la corrosión y capacidad de revestimiento también se pueden mejorar.

Al fabricar una chapa de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, la chapa de acero laminada

en frío es alimentada a una línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua en lugar de la línea de procesamiento de recocido continuo que se describe más arriba.

De manera similar a aquella que se describe para la línea de procesamiento de recocido continuo, la chapa de laminado en frío primero es calentada a una velocidad de incremento de temperatura de no más que 7°C/segundo. La chapa de laminado en frío entonces se mantiene a una temperatura de no menor que 550°C y no más que la temperatura de punto de transformación Ac1 durante un período de 25 a 500 segundos. El recocido es entonces conducido a 750 a 860°C.

Por los mismos motivos que aquellos que se describen para la línea de procesamiento de recocido continuo, la temperatura de calentamiento máxima preferentemente está dentro de un intervalo de 750 a 860°C. El motivo para restringir la temperatura de calentamiento máxima hasta un valor dentro de un intervalo de 750 a 860°C es que si la temperatura es menor que 750°C, entonces los carburos formados durante el laminado en caliente no pueden fundirse en forma satisfactoria; de este modo, la relación de microestructura dura requerida para lograr una alta resistencia de 880 MPa no puede asegurarse. A una temperatura de menor que 750°C, la ferrita y carburos (cementita) pueden coexistir y la ferrita recristalizada puede crecer sobre cementita. Como resultado, si el recocido es llevado a cabo a una temperatura de menor que 750°C, entonces la ferrita se vuelve gruesa, y la capacidad de expansión de orificios y capacidad de flexión tienden a deteriorarse en forma significativa. Además, la fracción de volumen de microestructuras duras también disminuye; por ello, esto es indeseable. Por otro lado, el recocido de temperatura muy alta en el que la temperatura de calentamiento máxima alcanzada excede el 860°C no es solamente indeseable desde un punto de vista económico, sino que resulta en una fracción de volumen de austenita durante el recocido que es demasiado grande, lo que significa que se hace difícil asegurar que la fracción de volumen para la ferrita de la fase principal sea al menos 50%, y resulta en un deterioro en la ductilidad. Por estos motivos, la temperatura máxima alcanzada durante el recocido debe estar dentro de un intervalo de 750 a 860°C, y preferentemente está dentro de un intervalo de 780 a 840°C.

Por los mismos motivos que aquellos que se describen para la línea de procesamiento de recocido continuo, el tiempo de retención de recocido cuando la chapa de laminado en frío es alimentada a una línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua es preferentemente al menos 10 segundos. Por otro lado, si el tiempo de retención es demasiado largo, entonces existe una chance incrementada de que los granos de cristal se engrosen, provocando un deterioro en la resistencia y la capacidad de expansión de orificios. A fin de evitar que se produzcan estos tipos de problemas, el límite superior para el tiempo de retención es preferentemente 1.000 segundos.

Posteriormente, la chapa de acero debe enfriarse de la temperatura de calentamiento máxima durante el recocido a 620°C a una velocidad de enfriamiento de no más que 12°C/segundo. Esto es para promover la formación de ferrita durante el proceso de enfriamiento y concentración de C dentro de la austenita; de este modo, reduciendo la temperatura Ms a menor que 300°C. En el caso de una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado, debido a que la chapa es primero enfriada y entonces se somete a un tratamiento de recocido posterior al galvanizado, la martensita es propensa al templado. Por consiguiente, la temperatura Ms debe reducirse en forma adecuada, se manera que la transformación de martensita previa a la aleación pueda suprimirse. En general, una chapa de acero de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa y una cantidad reducida de C añadido contiene grandes cantidades de Mn y/o B; por ello, no es probable que la ferrita sea conformada durante el proceso de enfriamiento, y la temperatura Ms es alta. Como resultado, la transformación de martensita tiende a iniciarse previo al tratamiento de recocido posterior al galvanizado y el templado tiende a producirse durante el tratamiento de recocido posterior al galvanizado, que incrementa la posibilidad de ablandar el acero. En un acero convencional, si una gran cantidad de ferrita se forma durante el proceso de enfriamiento, entonces la resistencia disminuye en forma significativa; por ello, la reducción de la temperatura Ms aumentando la fracción de volumen de ferrita ha demostrado ser difícil. Este efecto es particularmente marcado si la tasa de enfriamiento se reduce a no más que 12°C/segundo, y por ello la tasa de enfriamiento debe establecerse a no más que 12°C/segundo. Sin embargo, una reducción extrema en la tasa de enfriamiento tiende a provocar una reducción excesiva en la fracción de volumen de la martensita; por ello, se hace difícil lograr una resistencia de al menos 880 MPa. Además, la austenita tiende a transformarse en perlita; por ello, la fracción de volumen de martensita requerida para asegurar el nivel de resistencia deseado no puede lograrse. Por estos motivos, el límite inferior para la tasa de enfriamiento debe ser al menos 1°C/segundo.

Posteriormente, de manera similar a aquella que se describe para la línea de procesamiento de recocido continuo, la chapa de laminado en frío recocida es enfriada de 620°C a 570°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 1°C/segundo. Esto suprime la transformación de ferrita y perlita durante el proceso de enfriamiento.

A continuación, la chapa de acero laminada en frío recocida se sumerge en un baño de galvanizado. La temperatura de la chapa de acero sumergida en el baño de recubrimiento (la temperatura de la chapa sumergida) preferentemente está dentro de un intervalo de temperatura de (la temperatura del baño de galvanizado fundido de -40°C) a (la temperatura del baño de galvanizado fundido de +40°C). La inmersión en un baño de galvanizado en el que la temperatura de la chapa de laminado en frío recocida no cae a no más que Ms ° C es particularmente deseable. Esto es para evitar el ablandamiento causado por el templado de la martensita.

Además, si la temperatura de la lámina sumergida es menor que (la temperatura del baño de galvanizado fundido de - 40 °C), entonces la pérdida de calor tras la inmersión dentro del baño de recubrimiento se hace grande, y puede provocar la solidificación parcial de la galvanización; de este modo, conduciendo a un deterioro en la apariencia externa del recubrimiento. Por este motivo, el límite inferior para la temperatura de la chapa sumergida se establece en (la temperatura del baño de galvanizado fundido de - 40 °C). Sin embargo, si la temperatura de la chapa antes de la inmersión es inferior que (la temperatura del baño de galvanizado fundido de - 40 °C), entonces la lámina puede ser recalentada antes de la inmersión para elevar la temperatura de la chapa a un valor de no menor que (la temperatura del baño de galvanizado fundido de - 40 °C). Por otro lado, si la temperatura de la chapa sumergida excede la (la temperatura del baño de galvanizado fundido de + 40 °C), entonces surgen problemas operacionales asociados con el aumento de la temperatura del baño de recubrimiento. Además de zinc puro, el baño de recubrimiento también puede incluir otros elementos tales como Fe, Al, Mg, Mn, Si, y Cr.

Posteriormente, después de sumergir la chapa de laminado en frío en el baño de galvanizado, la chapa se enfría en todo el intervalo de temperatura de 250 a 100°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 5°C/segundo, y entonces se enfría hasta temperatura ambiente. Este enfriamiento puede inhibir el templado de la martensita. Aún cuando el enfriamiento se realiza hasta una temperatura de no más que la temperatura Ms, si la tasa de enfriamiento es lenta, entonces los carburos pueden precipitar dentro de la martensita durante el enfriamiento. Por consiguiente, la tasa de enfriamiento se establece en al menos 5°C/segundo. Si la tasa de enfriamiento es menor que 5°C/segundo, entonces los carburos son generados dentro de la martensita durante el proceso de enfriamiento, lo que ablanda el acero y hace difícil obtener una resistencia de al menos 880 MPa.

Al fabricar una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de la presente invención, después de sumergir la chapa de laminado en frío en el baño de galvanizado dentro de la línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua que se describe más arriba, además se incluye una etapa para aleación de la capa de recubrimiento. En la etapa de aleación, la chapa de acero galvanizado laminada en frío se somete a un tratamiento de recocido posterior al galvanizado a una temperatura de al menos 460°C. Si esta temperatura de tratamiento de recocido posterior al galvanizado es menor que 460°C, entonces la aleación procede lentamente, y la productividad es pobre. Aunque no existen restricciones particulares sobre el límite superior para la temperatura de aleación, si la temperatura excede los 620°C, entonces la aleación avanza demasiado rápido, y no puede lograrse favorable espolvoreado. Por consiguiente, la temperatura de tratamiento de recocido posterior al galvanizado es preferentemente no mayor que 620°C. En la chapa de acero laminada en frío de la presente invención, desde el punto de vista del control estructural, debido a que una mezcla de Cr, Si, Mn, Ti, y B se añade al acero, el efecto de retardar la transformación en el intervalo de temperatura de 500 a 620°C es muy potente. Como resultado, la transformación de perlitas y precipitación de carburos no necesitan ser consideradas, los efectos de la presente invención pueden lograrse con buena estabilidad, y la fluctuación en las propiedades mecánicas es mínima. Además, debido a que la chapa de acero de la presente invención contiene nada de martensita previo al tratamiento de recocido posterior al galvanizado, el ablandamiento del acero debido al templado no necesita ser considerado.

Después del tratamiento de calentamiento del tratamiento de recocido posterior al galvanizado, el laminado de templado es conducido preferentemente a fin de controlar el nivel de rugosidad de la superficie, controlar la forma de la chapa, y controlar la elongación límite de elasticidad. La relación de reducción para este laminado de templado preferentemente está dentro de un intervalo de 0,1 a 1,5%. Si la relación de reducción para el laminado de templado es menor que 0,1%, entonces el efecto es mínimo, y el control también es difícil, y por ello se convierte en 0,1% el límite inferior. En oposición, si la relación de reducción para el laminado de templado excede el 1,5%, entonces la productividad se deteriora drásticamente, y por ello 1,5% actúa como un límite superior. El laminado de templado puede llevarse a cabo ya sea en línea o fuera de línea. Además, un laminado de templado simple se puede realizar para lograr la relación de reducción deseada, o se puede realizar una pluralidad de repeticiones de laminado.

Además, con el fin de mejorar aún más la adherencia de recubrimiento, la chapa de acero se puede someter a recubrimiento con uno o más elementos seleccionados entre Ni, Cu, Co, y Fe antes del recocido y la realización del recubrimiento no representa una desviación de la presente invención.

Además, con respecto al recocido llevado a cabo antes del recubrimiento, los posibles métodos incluyen el método de Sendzimir (en el que después del lavado con ácido desengrasante, la chapa se calienta en una atmósfera no oxidante, se recoce en una atmósfera reductora que contiene H₂ y N₂, se enfría a una temperatura próxima a la temperatura del baño de recubrimiento, y entonces se sumerge en el baño de recubrimiento), un método de horno de reducción completa (en el que la chapa de acero se limpia antes del recubrimiento, controlando la atmósfera durante el recocido por lo que entonces la superficie de la chapa de acero está inicialmente oxidada y se reduce posteriormente, y entonces la lámina limpiada se sumerge en el baño de recubrimiento), y el método de flujo (en el que después del lavado con ácido desengrasante, la chapa se somete a un tratamiento de flujo utilizando cloruro de amonio o similar y entonces se sumerge en el baño de recubrimiento), y los efectos de la presente invención pueden lograrse independientemente de las condiciones bajo las cuales se realiza el tratamiento. Además, independientemente de la técnica utilizada para el recocido previo al recubrimiento, asegurando que el punto de rocío durante el calentamiento se encuentra a -20 ° C o más es ventajoso en términos de la capacidad de humectación del recubrimiento y la reacción de aleación que se produce durante la aleación.

Someter la chapa de acero laminada en frío de la presente invención a electrodeposición no provoca absolutamente

ninguna pérdida en la resistencia a la tracción, ductilidad, o capacidad de expansión de orificios de la chapa de acero. En otras palabras, la chapa de acero laminada en frío de la presente invención es ideal como material para la electrodeposición. Los efectos de la presente invención también pueden obtenerse si la chapa se somete a un recubrimiento orgánico o tratamiento de recubrimiento de la capa superior.

5 La chapa de acero de la presente invención no solo exhibe resistencia superior de uniones soldadas, sino que también proporciona ductilidad superior (capacidades de moldeo) para los materiales o componentes que incluyen una parte soldada. En general, si se reduce el tamaño de grano en una microestructura de acero para proporcionar una mejora en la resistencia, entonces el calentamiento que se aplica durante soldadura por puntos también provoca calentamiento de las regiones en o en la proximidad de la parte fundida, y esto puede causar engrosamiento de los granos y un marcado deterioro la resistencia dentro de las regiones afectadas por el calor. Como resultado, si la chapa de acero que contiene la porción soldada ablandada se somete a conformación de prensa, entonces la deformación se concentra dentro de la región más blanda y puede dar lugar a una fractura; por ello, la chapa de acero exhibe capacidades de moldeo pobres. Sin embargo, la chapa de acero de la presente invención incluye elementos tales como Ti, Cr, Mn, y B, que muestran potentes efectos de supresión del crecimiento del grano, son añadidos grandes cantidades con el fin de controlar el tamaño del grano de ferrita durante la etapa de recocido, y como resultado, no se produce el engrosamiento de los granos de ferrita dentro de las regiones afectadas por el calor; por ello, el ablandamiento del acero es poco probable que ocurra. En otras palabras, la presente invención no sólo proporciona una resistencia superior para las uniones formadas por soldadura por punto, láser, o arco, sino que también proporciona excelente conformabilidad de prensa para componentes tales como chapas a medida que incluyen una parte soldada (aquí, el término "conformabilidad" significa que incluso si un material que contiene una porción soldada se somete a moldeo, la fractura no se produce en la parte soldada o dentro de una región afectada por el calor).

Además, se fabrica la chapa de acero galvanizado de alta resistencia, alta ductilidad de la presente invención que exhibe excelente conformabilidad y capacidad de expansión de orificios, en principio, mediante los procesos típicos de producción de acero de refinación del mineral, fabricación de acero, fundición, laminado en caliente, y laminado en frío, pero incluso si la producción se lleva a cabo con alguna o todas estas etapas omitidas, aún se pueden obtener los efectos de la presente invención si se cumplen las condiciones de acuerdo a la presente invención.

EJEMPLOS

Los efectos de la presente invención se describen con más detalle a continuación mediante una serie de ejemplos. Cabe señalar que la presente invención no se limita a los siguientes ejemplos, y pueden hacerse diversas modificaciones sin apartarse del ámbito de aplicación de la presente invención.

Primero, las planchas que contienen los diversos componentes que se muestran en la Tabla 1 (unidades: % en masa) se calentaron hasta 1.230°C, y se llevó a cabo el laminado en bruto en una relación de reducción de 87,5% para formar una chapa laminada en bruto. Posteriormente, utilizando las condiciones que se muestran en las Tablas 2 a 5, cada chapa laminada en bruto se mantuvo dentro de un intervalo de temperatura de 950 a 1080°C, y entonces se sometió a laminado de acabado en una relación de reducción de 90% para formar una chapa laminada en caliente. Posteriormente, después de llevar a cabo el enfriamiento por aire y enfriamiento por agua, cada chapa laminada en caliente se bobinó en las condiciones que se muestran en las Tablas 2 a 5. Para una porción de las chapas de acero, la chapa de acero se sometió a enfriamiento por agua y bobinado inmediatamente después del laminado de acabado, sin primero llevar a cabo el enfriamiento por aire. Después de lavar con ácido, cada una de las chapas laminadas en caliente obtenidas se sometió a laminado en frío para reducir el espesor de 3 mm de la chapa laminada en caliente hasta 1,2 mm; de este modo, obteniendo una chapa de laminado en frío.

En las tablas, una entrada subrayada representa un valor fuera del intervalo especificado por la presente invención. En la Tabla 1, una entrada de "-* 1" significa que el componente no se añadió. En las Tablas 2 a 5, en la columna etiquetada "Producto chapa tipo *2", "CR" representa una chapa de acero laminada en frío, "GI" representa una chapa de acero galvanizado, y "GA" representa una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado. Además, "FT" representa la temperatura de laminado de acabado (o temperatura de acabado).

ES 2 578 952 T3

Tabla 1

Acero No.	C	Cr	Si	Mn	B	Ti	P	S	Al	N	O	Otro	Ac1	
A	0,065	1,46	0,42	1,86	0,0014	0,067	0,009	0,0019	0,017	0,0024	0,0019	-	740	Ejemplo inventivo
B	0,075	0,95	0,59	2,07	0,0022	0,059	0,008	0,0021	0,019	0,0023	0,0017	-	734	Ejemplo inventivo
C	0,086	0,45	0,62	2,38	0,0028	0,054	0,008	0,0022	0,014	0,0021	0,0019	-	723	Ejemplo inventivo
D	0,095	0,24	0,49	2,24	0,0024	0,054	0,011	0,0021	0,036	0,0022	0,0024	-	717	Ejemplo inventivo
E	0,077	0,19	0,33	2,17	0,0017	0,019	0,008	0,0024	0,019	0,0024	0,0019	Ni=0,04	713	Ejemplo inventivo
F	0,08	0,88	0,78	2,02	0,0008	0,044	0,009	0,0029	0,033	0,0045	0,0026	Cu=0,03	739	Ejemplo inventivo
G	0,086	0,84	0,47	2,16	0,0021	0,026	0,010	0,0023	0,042	0,0019	0,0023	V=0,071	728	Ejemplo inventivo
H	0,081	0,64	0,88	2,41	0,0006	0,046	0,009	0,0019	0,019	0,0022	0,0020	Nb=0,032	734	Ejemplo comparativo
I	0,079	0,71	1,42	1,98	0,0029	0,041	0,009	0,0021	0,016	0,0021	0,0019	Mo=0,34	755	Ejemplo comparativo*
J	0,16	* 1	0,54	2,42	* 1	* 1	0,011	0,0021	0,028	0,0025	0,0024	-	713	Ejemplo comparativo
K	0,027	0,57	0,59	2,07	0,0039	0,020	0,009	0,0025	0,016	0,0022	0,0026	-	728	Ejemplo comparativo
L	0,095	0,67	0,61	2,20	* 1	0,019	0,011	0,0021	0,015	0,0022	0,0016	-	729	Ejemplo comparativo
M	0,077	* 1	0,62	2,23	0,0012	0,062	0,009	0,0028	0,030	0,0027	0,0026	-	699	Ejemplo comparativo
N	0,092	0,49	* 1	1,84	0,0021	0,018	0,013	0,0024	0,025	0,0027	0,0028	-	703	Ejemplo comparativo
O	0,089	* 1	* 1	1,39	* 1	0,044	0,022	0,0025	0,039	0,0023	0,0025	-	708	Ejemplo comparativo
P	0,155	0,32	0,51	2,43	0,0015	0,057	0,009	0,0021	0,024	0,0032	0,002	-	717	Ejemplo comparativo
Q	0,088	0,62	0,72	2,16	0,0014	0,054	0,011	0,0032	0,028	0,0086	0,0032	-	731	Ejemplo comparativo
R	0,074	0,72	0,92	2,77	0,0005	0,06	0,007	0,0033	0,019	0,0025	0,0017	-	732	Ejemplo comparativo

ES 2 578 952 T3

Tabla 2

Acero No.	Producto chapa tipo*2	Tiempo de retención a 950 a 1080°C	FT (°C)	Temperatura de enfriamiento de chapa laminada en caliente (°C)
A-1	CR	5	910	540
A-2	CR	1	960	530
A-3	CR	20	880	560
A-4	CR	6	780	510
A-5	CR	11	890	490
A-6	CR	6	920	540
A-7	CR	10	870	490
A-8	CR	11	900	540
A-9	CR	8	920	560
A-10	CR	12	810	720
A-11	CR	8	890	610
A-12	CR	9	900	540
A-13	CR	10	880	620
A-14	CR	12	930	540
A-15	CR	10	910	570
A-16	CR	9	890	580
A-17	CR	16	920	570
A-18	CR	14	910	600
A-19	GI	10	910	540
A-20	GI	2	960	510

Tabla 3

Acero No.	Producto chapa tipo *2	Tiempo de retención a 950 a 1080°C (segundos)	FT (°C)	Temperatura de enfriamiento de chapa laminada en caliente (°C)
A-21	GI	10	890	540
A-22	GI	12	920	570
A-23	GI	10	910	560
A-24	GA	12	870	560
A-25	GA	1	950	550
A-26	GA	6	1020	570
A-27	GA	12	910	460
A-28	GA	9	910	520
A-29	GA	34	790	420
A-30	GA	10	900	490
A-31	GA	12	910	550
A-32	GA	8	890	530
A-33	GA	12	940	570
A-34	GA	12	920	600
A-35	GA	14	900	560
A-36	GA	8	920	550

ES 2 578 952 T3

B-1	CR	10	890	510
B-2	GI	11	920	560
B-3	GA	7	900	540
C-1	CR	10	900	530

Tabla 4

Acero No.	Producto chapa tipo *2	Tiempo de retención a 950 a 1080°C (segundos)	FT (°C)	Temperatura de enfriamiento de chapa laminada en caliente (°C)
C-2	CR	8	890	610
D-1	CR	12	890	490
E-1	CR	10	920	530
E-2	CR	2	790	460
E-3	C11	1	1020	620
E-4	CR	6	940	580
E-5	CR	12	920	560
E-6	CR	11	900	530
E-7	GI	8	890	540
E-8	GA	11	910	560
E-9	GA	2	920	540
E-10	GA	180	780	510
E-11	GA	10	880	530
E-12	GA	8	900	730
E-13	GA	6	920	550
E-14	CR	12	900	560
E-15	CR	10	910	580
E-16	CR	11	920	570
F-1	CR	12	890	560
F-2	GA	8	910	530

Tabla 5

Acero No.	Producto chapa tipo *2	Tiempo de retención a 950 a 1080°C (segundos)	FT (°C)	Temperatura de enfriamiento de chapa laminada en caliente (°C)
G-1	CR	8	920	520
G-2	CR	10	940	600
H-1	CR	8	910	550
H-2	GI	8	920	540
H-3	GA	9	910	480
I-1	CR	11	880	550
I-2	GA	8	910	530
J-1	CR	10	890	610
J-2	CR	10	890	590
K-1	CR	13	920	540

ES 2 578 952 T3

L-1	GA	8	910	540
M-1	GA	8	890	570
N-1	GA	9	880	610
O-1	GA	10	880	620
P-1	CR	12	920	570
P-2	GA	10	910	530
Q-1	GA	11	910	560
R-1	GA	12	890	550

(Chapa de laminado en frío)

Cada chapa de laminado en frío se sometió a recocido utilizando un aparato de recocido en las condiciones que se muestran en las Tablas 6 a 9.

- 5 La chapa de laminado en frío se calentó a una tasa de calentamiento promedio predeterminada (tasa promedio de incremento de temperatura), y entonces se mantuvo durante un tiempo de retención predeterminado a una temperatura de no menor que 550°C y no más que la temperatura de punto de transformación Ac1. La chapa entonces se calentó hasta una temperatura de recocido especificada, y se mantuvo a esa temperatura durante 90 segundos. Posteriormente, cada chapa se enfrió en las condiciones de enfriamiento que se muestran en las Tablas 6 a 9. La chapa entonces se enfrió hasta temperatura ambiente a una tasa de enfriamiento predeterminada especificada en las Tablas 10 a 13, completando de este modo la producción de una chapa de acero laminada en frío.

En las Tablas 10 a 13, una entrada "-*3" significa que el paso no se realizó, "** 6" significa que después del primer enfriamiento a temperatura ambiente, se llevó a cabo un tratamiento de revenido a la temperatura especificada.

15 Tabla 6

Acero No.	Tasa de aumento de temperatura (°C/segundo)	Tiempo de retención a 550°C a Ac1 (segundos)	Temperatura de recocido (°C)	Tasa de enfriamiento promedio de temperatura de recocido a 620°C (°C/segundo)	Tasa de enfriamiento promedio de 620°C a 570°C (°C/segundo)
A-1	3,8	55	820	4,0	40
A-2	3,7	68	780	4,0	40
A-3	5,4	38	820	6,0	60
A-4	3,9	51	800	4,0	40
A-5	2,2	94	790	2,0	20
A-6	6,4	34	780	12,0	120
A-7	3,8	58	820	4,0	40
A-8	3,8	58	820	4,0	40
A-9	5,8	42	820	9,0	90
A-10	3,8	52	810	4,0	40
A-11	3,4	61	720	4,0	40
A-12	3,9	54	840	4,0	40
A-13	4,0	50	890	4,0	40
A-14	3,8	54	820	4,0	40
A-15	<u>8,2</u>	27	820	4,0	40
A-16	3,4	10	830	4,6	40
A-17	3,8	58	820	<u>36,0</u>	40
A-18	3,8	54	820	4	40
A-19	3,9	56	810	7,0	6,8
A-20	2,2	92	770	2,6	2,4

ES 2 578 952 T3

Tabla 7

Acero No.	Tasa de aumento de temperatura (°C/segundo)	Tiempo de retención a 550°C a Ac1 (segundos)	Temperatura de recocido (°C)	Tasa de enfriamiento promedio de temperatura de recocido a 620°C (°C/segundo)	Tasa de enfriamiento promedio de 620°C a 570°C (°C/segundo)
A-21	3,8	52	810	7,1	6,8
A-22	0,6	<u>18</u>	830	7,2	7,1
A-23	3,8	56	820	3,8	40
A-24	2,2	88	830	2,7	2,4
A-25	2,2	88	810	2,6	2,4
A-26	2,1	94	790	2,7	2,4
A-27	2,1	94	790	2,6	2,4
A-28	0,8	175	820	2,2	<u>0,4</u>
A-29	2,2	92	830	2,8	2,4
A-30	1,7	118	<u>690</u>	2,6	2,4
A-31	2,4	85	<u>900</u>	2,7	2,4
A-32	2,2	92	820	2,6	2,4
A-33	2,2	92	830	2,6	2,4
A-34	<u>8,6</u>	32	820	2,6	2,4
A-35	0,6	92	850	2,6	2,4
A-36	2,4	90	820	2,6	2,4
B-1	5,4	43	820	6,0	60
B-2	2,2	92	820	2,5	2,4
B-3	2,2	92	830	2,7	2,4
C-1	4,9	48	830	5,0	50

Tabla 8

Acero No.	Tasa de aumento de temperatura (°C/segundo)	Tiempo de retención a 550°C a Ac1 (segundos)	Temperatura de recocido (°C)	Tasa de enfriamiento promedio de temperatura de recocido a 620°C (°C/segundo)	Tasa de enfriamiento promedio de 620°C a 570°C (°C/segundo)
C-2	6,0	38	<u>870</u>	7,0	70
D-1	5,4	36	810	6,0	60
E-1	3,8	60	810	4,0	40
E-2	3,6	62	780	4,0	40
E-3	6,6	40	790	12,0	120
E-4	5,5	39	820	9,0	90
E-5	10,2	51	830	4,2	40
E-6	3,8	<u>16</u>	820	4,0	40
E-7	2,2	95	820	2,6	2,4
E-8	6,4	38	840	8,2	6,8
E-9	2,8	74	800	4,9	4,6
E-10	2,8	76	800	5,0	4,6
E-11	2,2	94	780	2,8	2,4
E-12	2,8	74	820	5,0	4,6
E-13	1,8	120	<u>720</u>	2,8	2,4
E-14	<u>10,6</u>	42	820	4,2	40

ES 2 578 952 T3

E-15	<u>28,2</u>	45	830	4,2	40
E-16	3,8	<u>18</u>	820	3,9	40
F-1	3,8	62	820	3,8	40
F-2	4,8	64	830	2,8	2,4

Tabla 9

Acero No.	Tasa de aumento de temperatura (°C/segundo)	Tiempo de retención a 550°C a Ac1 (segundos)	Temperatura de recocido (°C)	Tasa de enfriamiento promedio de temperatura de recocido a 620°C (°C/segundo)	Tasa de enfriamiento promedio de 620°C a 570°C (°C/segundo)
G-1	5,4	36	820	6,0	60
G-2	4,1	56	870	4,0	40
H-1	3,8	58	830	4,0	40
H-2	2,8	73	820	4,9	4,6
H-3	2,2	92	830	2,6	2,4
I-1	5,4	44	820	6,0	60
I-2	4,2	54	820	4,9	4,6
J-1	3,7	58	800	4,0	40
J-2	5,6	39	860	6,0	60
K-1	3,9	60	830	4,0	40
L-1	2,9	72	840	5,2	4,6
M-1	2,6	82	780	5,1	4,6
N-1	2,2	92	820	2,7	2,4
O-1	2,8	82	820	5,2	4,6
P-1	5,6	44	820	6,0	60
P-2	2,8	76	840	5,2	4,6
Q-1	2,6	84	800	5,0	4,6
R-1	2,1	94	780	2,7	2,4

Tabla 10

Acero No.	Temperatura de aleación (°C)	Temperatura de templado (°C)	Tasa de enfriamiento promedio de 250°C a 100°C (°C/segundo)	
A-1	-*3	-*3	8	Ejemplo inventivo
A-2	-*3	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-3	-*3	-*3	12	Ejemplo inventivo
A-4	-*3	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-5	-*3	-*3	5	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-6	-*3	-*3	16	Ejemplo inventivo
A-7	-*3	-*3	8	Ejemplo inventivo
A-8	-*3	-*3	9	Ejemplo inventivo
A-9	-*3	-*3	19	Ejemplo inventivo
A-10	-*3	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-11	-*3	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-12	-*3	-*3	8	Ejemplo inventivo
A-13	-*3	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>

ES 2 578 952 T3

A-14	-*3	<u>460*6</u>	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-15	-*3	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-16	-*3	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-17	-*3	-*3	12	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-18	-*3	-*3	1	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-19	-*3	-*3	15	Ejemplo inventivo
A-20	-*3	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 11

Acero No.	Temperatura de aleación (°C)	Temperatura de templado (°C)	Tasa de enfriamiento promedio de 250°C a 100°C (°C/segundo)	
A-21	-*3	<u>370*6</u>	14	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-22	-*3	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-23	-*3	-*3	<u>1</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-24	510	-*3	8	Ejemplo inventivo
A-25	520	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-26	540	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-27	550	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-28	530	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-29	520	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-30	540	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-31	530	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-32	540	-*3	8	Ejemplo inventivo
A-33	530	<u>430*6</u>	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-34	540	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-35	530	-*3	10	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-36	530	-*3	<u>1</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>
B-1	-*3	-*3	12	Ejemplo inventivo
B-2	-*3	-*3	8	Ejemplo inventivo
B-3	510	-*3	9	Ejemplo inventivo
C-1	-*3	-*3	11	Ejemplo inventivo

Tabla 12

Acero No.	Temperatura de aleación (°C)	Temperatura de templado (°C)	Tasa de enfriamiento promedio de 250°C a 100°C (°C/segundo)	
C-2	-*3	-*3	15	<u>Ejemplo comparativo</u>
D-1	-*3	-*3	14	Ejemplo inventivo
E-1	-*3	-*3	9	Ejemplo inventivo
E-2	-*3	-*3	10	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-3	-*3	-*3	26	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-4	-*3	-*3	21	Ejemplo inventivo
E-5	-*3	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-6	-*3	-*3	10	<u>Ejemplo comparativo</u>

ES 2 578 952 T3

E-7	-*3	-*3	7	Ejemplo inventivo
E-8	520	-*3	19	Ejemplo inventivo
E-9	540	-*3	14	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-10	480	-*3	14	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-11	520	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-12	540	-*3	13	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-13	530	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-14	-*3	-*3	10	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-15	-*3	-*3	12	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-16	-*3	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
F-1	-*3	-*3	10	Ejemplo inventivo
F-2	-*3	-*3	9	Ejemplo inventivo

Tabla 13

Acero No.	Temperatura de aleación (°C)	Temperatura de templado (°C)	Tasa de enfriamiento promedio de 250°C a 100°C (°C/segundo)	
G-1	-*3	-*3	14	Ejemplo inventivo
G-2	590	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
H-1	-*3	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
H-2	-*3	-*3	12	<u>Ejemplo comparativo</u>
H-3	520	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
I-1	-*3	-*3	12	<u>Ejemplo comparativo</u>
I-2	520	-*3	11	<u>Ejemplo comparativo</u>
J-1	-*3	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
J-2	-*3	-*3	13	<u>Ejemplo comparativo</u>
K-1	-*3	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
L4	540	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
M-1	540	-*3	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
N-1	570	-*3	6	<u>Ejemplo comparativo</u>
O-1	540	-*3	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
P-1	-*3	<u>420*6</u>	14	<u>Ejemplo comparativo</u>
P-2	550	<u>420*6</u>	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
Q-1	530	-*3	7	<u>Ejemplo comparativo</u>
R-1	540	-*3	6	<u>Ejemplo comparativo</u>

5 Con respecto a la atmósfera dentro del horno utilizado para fabricar la chapa de acero laminada en frío, se adjuntó un dispositivo que quemaba un vapor mixto complejo de CO y H₂ y introdujo el H₂O y CO₂ resultante, y también se introdujo N₂ gaseoso que contenía 10 % en volumen de H₂ con un punto de rocío de -40 °C; de este modo, la atmósfera dentro del horno fue capaz de ser controlada.

(Chapa de acero galvanizado, chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado)

10 Una chapa de laminado en frío se sometió a recocido y recubrimiento utilizando un aparato de galvanizado por inmersión en caliente continuo.

Con respecto a las condiciones de recocido y la atmósfera dentro del horno, para asegurar propiedades de recubrimiento favorables, se adjuntó un dispositivo que quemaba un vapor mixto complejo de CO y H₂ e introdujo el H₂O y CO₂ resultante, y también se introdujo N₂ gaseoso que contenía 10 % en volumen de H₂ con un punto de rocío de -10 °C, donde el recocido se llevó a cabo en las condiciones que se muestran en las Tablas 6 a 9.

La chapa de laminado en frío que había sido recocida y entonces enfriada a una tasa de enfriamiento especificada entonces se sumergió en un baño de galvanizado. Posteriormente, la chapa se enfrió utilizando las tasas de enfriamiento que se muestran en las Tablas 10 a 13, completando de ese modo la preparación de una serie de chapas de acero galvanizado.

- 5 Al fabricar una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado, la chapa de laminado en frío se sumergió en el baño de galvanizado, y entonces se sometió a un tratamiento de recocido posterior al galvanizado a una temperatura que se muestra en las Tablas 10 a 13 dentro de un intervalo de 480 a 590°C.

- 10 Particularmente en el caso de Aceros Nos. A a J, que contienen una gran cantidad de Si, si la atmósfera dentro del horno no se controla, entonces el acero es propenso a fallos de recubrimiento o un retraso en la aleación. Por consiguiente, cuando un acero que tiene un alto contenido de Si se somete a galvanización y tratamiento de recocido posterior al galvanizado, la atmósfera (el potencial de oxígeno) debe ser controlado.

La cantidad de galvanizado en la chapa de acero recubierta se estableció en aproximadamente 50 g/m² para cada una de ambas superficies. Por último, la chapa de acero resultante se sometió un laminado de temple en una relación de reducción del 0,3%.

- 15 A continuación, la microestructura de cada una de las chapas de acero laminadas en frío obtenidas, chapas de acero galvanizadas por inmersión en caliente, y chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada se analizó utilizando el procedimiento que se describe a continuación. Una sección transversal a lo largo de la dirección de laminado de la chapa de acero o una sección transversal en una dirección ortogonal a la dirección de laminado fue grabada usando un reactivo de Nital o un reactivo que se describe en la Solicitud de Patente Japonesa sin examinar, primera publicación No. S59 -219473, y la superficie entonces se inspeccionó con un aumento de 1000 veces en un microscopio óptico, y con un aumento de 1.000 a 100.000 veces usando microscopios electrónicos de transmisión y barrido. Estas observaciones permitieron que cada una de las fases dentro de la microestructura, es decir, ferrita, perlita, cementita, martensita, bainita, austenita y microestructuras residuales sean identificadas, se observaron los lugares y forma de cada fase, y el tamaño del grano de ferrita fue medido.

- 25 La fracción de volumen de cada fase se determinó mediante la observación de la superficie con un aumento de 2.000 veces utilizando un microscopio electrónico de barrido, midiendo 20 campos de visión, y entonces determinando las diversas fracciones de volumen usando el método de conteo de puntos.

- 30 Con el fin de medir el tamaño de bloque de martensita, se observó la microestructura utilizando un método de FE-SEM EBSP, se determinaron las orientaciones de cristal, y se midieron los tamaños de bloque. En la chapa de acero de la presente invención, debido a que el tamaño de bloque de martensita era considerablemente menor que aquel de los aceros convencionales, se necesitó tomar cuidados para garantizar que se utilizara un incremento suficientemente pequeño durante el análisis FE-SEM EBSP. En la presente invención, el barrido se realizó en un incremento de 50 nm, la microestructura de cada microestructura de grano de martensita se analizó, y se determinó el tamaño de bloque.

- 35 Además, el contenido de Cr dentro de la martensita / el contenido de Cr dentro de la ferrita poligonal se midió utilizando EPMA. Debido a que las chapas de acero de la presente invención tienen una microestructura muy fina, se realizó el análisis con un aumento de 3.000 veces utilizando un diámetro de punto de 0,1 µm.

- 40 En esta investigación, se llevó a cabo la medición de la relación de dureza de martensita respecto de ferrita (DHTM / DHTF) mediante el uso de un método de medición de profundidad de penetración para medir los valores de dureza respectivos, utilizando un medidor de microdureza dinámico con un indentador piramidal de tipo triangular de Berkovich y usando una carga de 0,2 g.

- 45 Se consideraba que las chapas de acero cuya relación de dureza de DHTM/DHTF era al menos 3,0 cumplían con el intervalo de la presente invención. Esta relación representa la dureza de martensita que se requiere para asegurar que la chapa de acero exhiba resistencia favorable, capacidad de expansión de orificios, y soldabilidad simultáneamente, y es un resultado que se determinó mediante el análisis de los resultados de varias pruebas. Si esta relación de dureza es menor que 3,0, entonces pueden surgir varios problemas, incluyendo una incapacidad para lograr la resistencia deseada, o un deterioro de la capacidad de expansión de orificios o soldabilidad, y como resultado, esta relación de dureza debe ser al menos 3,0.

- 50 Además, se llevaron a cabo ensayos de tracción para medir la tensión de fluencia (YS), el máximo esfuerzo de tracción (TS), y el alargamiento total (EI). Las chapas de acero de la presente invención son microestructuras compuestas que incluyen microestructuras duras y ferrita, y en muchos casos, no pueden existir una elongación límite de elasticidad. Por este motivo, la tensión de fluencia se midió utilizando un método de compensación del 0,2%. Entonces, las chapas de acero cuyo valor de TS x EI es al menos 16.000 (MPa x%) se consideraron como chapas de acero de alta resistencia con un equilibrio favorable de resistencia y ductilidad.

- 55 La relación de expansión de orificios (X) se evaluó mediante la perforación de un agujero circular que tenía un diámetro de 10 mm en toda la chapa de acero con un espacio de 12,5%, y utilizando entonces un punzón cónico de 60 ° para ampliar el orificio con la rebaba situada en el lado de la matriz.

En cada conjunto de condiciones, se llevaron a cabo cinco ensayos de expansión de orificios por separado, y el valor promedio de las cinco pruebas se registró como la relación de expansión de orificios. Las chapas de acero cuyo valor de $TS \times \lambda$ fue al menos 40.000 (MPa x%) se consideraron como chapas de acero de alta resistencia con un equilibrio favorable de resistencia y capacidad de expansión de orificios.

- 5 Las chapas de acero que satisfacen el equilibrio favorable mencionado más arriba de resistencia y ductilidad y el equilibrio favorable de resistencia y capacidad de expansión de orificios se consideran chapas de acero de alta resistencia que tienen excelente equilibrio entre la capacidad de expansión de orificios y la ductilidad.

- 10 La capacidad de flexión de las chapas de acero también se evaluó. La capacidad de flexión se evaluó mediante la preparación de una pieza de ensayo que tenía una dimensión de 100 mm en una dirección perpendicular a la dirección de laminado y una dimensión de 30 mm en la dirección de laminado, y entonces evaluando el radio de curvatura mínimo en el que una curva de 90 ° provoca agrietamiento. En otras palabras, la capacidad de flexión se evaluó mediante una serie de perforaciones con un radio de curvatura en la punta del punzón de 0,5 mm a 3,0 mm en etapas de 0,5 mm, y el radio de curvatura mínimo se definió como el radio de curvatura más pequeño en el que no se produjo el agrietamiento de la chapa de acero. Cuando se evaluó la capacidad de flexión de las chapas de
- 15 acero de la presente invención, se logró una capacidad de flexión muy favorable de 0,5 mm para aquellos aceros que satisfacían las condiciones de la presente invención.

La capacidad de soldadura por puntos se evaluó en las condiciones detalladas a continuación.

Electrodo (tipo domo): diámetro de punta 6 mmφ

Fuerza aplicada: 4,3 kN

- 20 Corriente de soldadura: (CE-0,5) kA (CE: la corriente inmediatamente previa a la aparición de salpicaduras)

Tiempo de soldado: 14 ciclos

Tiempo de retención: 10 ciclos

- 25 Después de la soldadura, una prueba de resistencia a la fatiga por tracción y una prueba de resistencia a la tensión transversal se llevaron a cabo de acuerdo con JIS Z 3136 y JIS Z 3137, respectivamente. Para cada prueba, se realizaron cinco soldaduras utilizando una corriente de soldadura de CE, y se registraron los valores promedio como la prueba de resistencia a la fatiga por tracción (TSS) y prueba de resistencia a la tensión cruzada (CTS), respectivamente. Las chapas de acero cuya relación de ductilidad representada por la relación de estos dos valores (es decir, CTS / TSS) era al menos 0,4 fueron consideradas chapas de acero de alta resistencia de soldabilidad excelente.

- 30 Los resultados obtenidos se muestran en las Tablas 14 a 25.

- 35 En las Tablas 14 a 17, en la columna etiquetada "Producto chapa tipo *2", "CR" representa a chapa de acero laminada en frío, "GI" representa a chapa de acero galvanizado, y "GA" representa una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado. Además, en la columna etiquetada "Microestructura *4", "F" representa ferrita, "B" representa bainita, "M" representa martensita, "TM" representa martensita templada, "RA" representa austenita residual, "P" representa perlita, y "C" representa cementita.

Además, en las Tablas 18 a 21, en la columna etiquetada "Configuración de ferrita *5", "poligonal" se refiere a granos de ferrita que tienen una relación de aspecto de no más que 2, mientras que "alargada" se refiere a granos de ferrita que son alargados en la dirección de laminado.

Tabla 14

Acero No.	Producto chapa tipo *2	Microestructura *4			Fracción de volumen de ferrita (%)	Fracción de volumen de martensita (%)	Fracción de volumen de bainita (%)
		Fase principal	Microestructuras duras	Microestructuras residuales			
A-1	CR	F	B, M	RA	68	27	3
A-2	CR	F	B, M	RA	78	17	3
A-3	CR	F	B, M	RA	67	27	4
A-4	CR	F	B, M	RA	69	25	5
A-5	CR	F	B, M	RA	76	21	2
A-6	CR	F	B, M	RA	75	21	3
A-7	CR	F	B, M	RA	69	27	3

ES 2 578 952 T3

A-8	CR	F	B, M	-	71	24	4
A-9	CR	F	B, M	RA	66	28	4
A-10	CR	F	B, M	RA	70	25	5
A-11	CR	F	=	C	100	-	-
A-12	CR	F	B, M	RA	62	34	3
A-13	CR	=	M	-	0	<u>100</u>	-
A-14	CR	F	B, <u>TM</u>	-	70	27	3
A-15	CR	F	B, M	RA	77	20	2
A-16	CR	F	B, M	RA	74	22	3
A-17	CR	F	B, M	RA	44	32	23
A-18	CR	F	B, <u>TM</u>	RA	70	24	4
A-19	GI	F	B, M	RA	68	28	3
A-20	GI	F	B, M	RA	80	15	3

Tabla 15

Acero No.	Producto chapa tipo *2	Microestructura *4		Fracción de volumen de ferrita (%)	Fracción de volumen de martensita (%)	Fracción de volumen de bainita (%)	
		Fase principal	Microestructuras duras				Microestructuras residuales
A-21	GI	F	B, <u>TM</u>	-	69	29	2
A-22	GI	F	B, M	RA	78	20	1
A-23	GI	F	B, <u>TM</u>	-	69	31	-
A-24	GA	F	B, M	RA	71	25	3
A-25	GA	F	B, M	RA	74	23	2
A-26	GA	F	B, M	RA	74	22	3
A-27	GA	F	B, M	RA	80	17	2
A-28	GA	F	-	P	78	=	-
A-29	GA	F	B, M	RA	68	31	-
A-30	GA	F	=	C	100	=	-
A-31	GA	=	<u>M</u>	-	0	<u>100</u>	-
A-32	GA	F	B, M	RA	69	27	3
A-33	GA	F	B, <u>TM</u>	-	72	26	2
A-34	GA	F	B, M	RA	73	25	1
A-35	GA	F	B, M	RA	75	22	2
A-36	GA	F	B, <u>TM</u>	RA	72	28	-
B-1	CR	F	B, M	RA	70	26	3
B-2	GI	F	B, M	RA	74	22	2
B-3	GA	F	B, M	RA	73	23	3
C-1	CR	F	B, M	-	66	32	2

ES 2 578 952 T3

Tabla 16

Acero No.	Producto chapa tipo *2	Microestructura *4			Fracción de volumen de ferrita (%)	Fracción de volumen de martensita (%)	Fracción de volumen de bainita (%)
		Fase principal	Microestructuras duras	Microestructuras residuales			
C-2	CR	F	B, M	-	24	48	28
D-1	CR	F	B, M	RA	69	28	2
E-1	CR	F	B, M	RA	71	24	4
E-2	CR	F	B, M	RA	79	17	3
E-3	CR	F	B, M	RA	76	21	2
E-4	CR	F	B, M	RA	71	25	3
E-5	CR	F	B, M	RA	73	23	2
E-6	CR	F	B, M	RA	74	20	3
E-7	GI	F	B, M	RA	73	23	3
E-8	GA	F	B, M	-	67	31	2
E-9	GA	F	B, M	RA	78	20	1
E-10	GA	F	B, M	RA	79	18	2
E-11	GA	F	B, M	RA	80	15	3
E-12	GA	F	B, M	RA	74	22	3
E-13	GA	F	=	C	100	-	-
E-14	GA	F	B, M	RA	75	21	2
E-15	GA	F	B, M	RA	73	24	1
E-16	GA	F	B, M	RA	76	20	3
F-1	CR	F	B, M	RA	72	24	2
F-2	GA	F	B, M	RA	72	26	1

Tabla 17

Acero No.	Producto chapa tipo *2	Microestructura *4			Fracción de volumen de ferrita (%)	Fracción de volumen de martensita (%)	Fracción de volumen de bainita (%)
		Fase principal	Microestructuras duras	Microestructuras residuales			
G-1	CR	F	B, M	RA	73	24	2
G-2	GA	F	B, M	-	40	37	23
H-1	CR	F	B, M	RA	67	29	3
H-2	GI	F	B, M	RA	73	23	3
H-3	GA	F	B, M	-	72	26	2
I-1	CR	F	B, M.	RA	68	26	4
I-2	GA	F	B, M	RA	66	31	2
J-1	CR	F	B, M	RA	82	16	1
J-2	CR	F	B, M	-	26	53	21
K-1	CR	F	B, M	RA	86	12	1
L-1	GA	F	B, M	RA	84	11	4
M-1	GA	F	B, M	RA	78	18	3
N-1	GA	F	=	P	83	-	-
O-1	GA	F	=	P	93	=	-
P-1	CR	F	B, <u>TM</u>	-	63	34	3

ES 2 578 952 T3

P-2	GA	F	B, <u>TM</u>	-	68	30	2
Q-1	GA	F	B, M	RA	72	23	3
R-1	GA	F	B, M	RA	75	21	3

Tabla 18

Acero No.	Configuración de ferrita * 5	Tamaño de grano de ferrita (µm)	tamaño de bloque de martensita (µm)	Relación de concentración de Cr (concentración de Cr dentro de martensita / concentración de Cr dentro de ferrita)	Relación de dureza (DHTM/DHTF)
A-1	Poligonal	2,6	0,6	1,44	3,29
A-2	<u>Alargada</u>	3,4	0,4	<u>1,06</u>	3,64
A-3	Poligonal	2,4	0,5	1,42	3,24
A-4	<u>Alargada</u>	3,2	0,5	1,14	3,29
A-5	<u>Alargada</u>	3,1	0,4	1,18	3,56
A-6	Poligonal	2,5	0,4	1,38	3,59
A-7	Poligonal	2,4	0,6	1,44	3,26
A-8	Poligonal	2,5	0,6	1,42	3,07
A-9	Poligonal	2,3	0,6	1,39	3,24
A-10	Poligonal	4,3	0,9	1,17	3,37
A-11	Poligonal	4,4	-	-	-
A-12	<u>Alargada</u>	1,8	0,7	1,47	3,05
A-13	Poligonal	-	<u>2,0</u>	-	-
A-14	Poligonal	3,2	0,6	1,44	<u>2,42</u>
A-15	Poligonal	2,8	<u>1,4</u>	<u>1,08</u>	<u>2,86</u>
A-16	Poligonal	2,4	<u>1,2</u>	<u>1,04</u>	<u>2,74</u>
A-17	Poligonal	2,1	<u>1,1</u>	1,32	2,81
A-18	Poligonal	2,5	0,6	1,38	<u>2,91</u>
A-19	Poligonal	2,2	0,6	1,42	3,26
A-20	<u>Alargada</u>	3,4	0,4	<u>1,02</u>	3,92

Tabla 19

Acero No.	Configuración de ferrita * 5	Tamaño de grano de ferrita (µm)	Tamaño de bloque de martensita (µm)	Relación de concentración de Cr (concentración de Cr dentro de martensita / concentración de Cr dentro de ferrita)	Relación de dureza (DHTM/DHTF)
A-21	Poligonal	2,4	0,6	1,41	<u>2,72</u>
A-22	<u>Alargada</u>	2,3	<u>1,1</u>	<u>1,07</u>	<u>2,60</u>
A-23	Poligonal	2,5	0,6	1,39	<u>2,88</u>
A-24	Poligonal	2,3	0,5	<u>1,03</u>	<u>3,39</u>
A-25	<u>Alargada</u>	2,4	0,5	1,44	3,51
A-26	Poligonal	<u>4,4</u>	0,4	1,19	3,48
A-27	<u>Alargada</u>	3,3	0,4	1,29	3,76
A-28	Poligonal	2,5	-	-	-
A-29	<u>Alargada</u>	1,9	0,7	1,44	3,25
A-30	Poligonal	<u>4,3</u>	-	-	-

ES 2 578 952 T3

A-31	Poligonal	=	21	=	=
A-32	Poligonal	2,2	0,6	1,44	3,29
A-33	Poligonal	2,6	0,4	1,42	<u>2,24</u>
A-34	Poligonal	2,4	<u>1,1</u>	<u>1,08</u>	<u>2,87</u>
A-35	Poligonal	2,5	<u>1,3</u>	<u>1,05</u>	<u>2,69</u>
A-36	Poligonal	2,4	0,4	1,34	<u>2,71</u>
B-1	Poligonal	2,4	0,5	1,46	3,44
B-2	Poligonal	2,6	0,5	1,32	3,66
B-3	Poligonal	2,5	0,4	1,29	3,52
C-1	Poligonal	2,6	0,5	1,34	3,47

Tabla 20

Acero No.	Configuración de ferrita * 5	Tamaño de grano de ferrita (µm)	Tamaño de bloque de martensita (µm)	Relación de concentración de Cr (concentración de Cr dentro de martensita / concentración de Cr dentro de ferrita)	Relación de dureza (DHTM/DHTF)
C-2	Poligonal	1,9	<u>1,4</u>	<u>1,08</u>	<u>2,67</u>
D-1	Poligonal	2,4	0,6	1,29	3,67
E-1	Poligonal	2,3	0,4	1,29	3,43
E-2	<u>Alargada</u>	3,6	0,4	<u>1,04</u>	3,87
E-3	<u>Alargada</u>	2,2	0,5	<u>1,06</u>	3,69
E-4	Poligonal	2,3	0,5	1,34	3,49
E-5	Poligonal	3	<u>1,3</u>	<u>1,05</u>	<u>2,86</u>
E-6	Poligonal	3,2	<u>1,4</u>	<u>1,04</u>	<u>2,72</u>
E-7	Poligonal	2,4	0,4	1,29	3,56
E-8	Poligonal	2,2	0,4	1,35	3,22
E-9	<u>Alargada</u>	2,3	0,4	<u>1,07</u>	3,79
E-10	<u>Alargada</u>	<u>3,5</u>	0,5	<u>1,02</u>	3,89
E-11	<u>Alargada</u>	<u>3,4</u>	0,5	1,32	4,11
E-12	<u>Alargada</u>	<u>3,2</u>	0,4	1,37	3,56
E-13	Poligonal	4,6	0,5	=	=
E-14	Poligonal	2,8	<u>1,2</u>	<u>1,06</u>	<u>2,82</u>
E-15	Poligonal	3,2	<u>1,3</u>	<u>1,08</u>	<u>2,70</u>
E-16	Poligonal	3,1	<u>1,2</u>	<u>1,06</u>	<u>2,64</u>
F-1	Poligonal	2,6	0,4	1,39	3,23
F-2	Poligonal	2,8	0,5	1,44	3,45

Tabla 21

Acero No.	Configuración de ferrita * 5	Tamaño de grano de ferrita (µm)	Tamaño de bloque de martensita (µm)	Relación de concentración de Cr (concentración de Cr dentro de martensita / concentración de Cr dentro de ferrita)	Relación de dureza (DHTM/DHTF)
G-1	Poligonal	2,3	0,5	1,28	3,55
G-2	Poligonal	2,8	<u>1,5</u>	<u>1,06</u>	<u>2,86</u>
H-1	<u>Alargada</u>	2,2	0,4	1,29	3,46

ES 2 578 952 T3

H-2	<u>Alargada</u>	2,3	0,5	1,32	3,76
H-3	<u>Alargada</u>	2,3	0,4	1,29	3,62
I-1	<u>Alargada</u>	2,1	0,5	1,41	3,76
I-2	<u>Alargada</u>	2,3	0,5	1,42	3,98
J-1	Poligonal	<u>4,8</u>	0,8	-	4,01
J-2	Poligonal	2,3	<u>1,4</u>	-	<u>2,81</u>
K-1	Poligonal	3,6	0,4	1,33	3,14
L-1	Poligonal	42	0,4	1,34	3,82
M-1	Poligonal	46	<u>1,3</u>	-	<u>2,79</u>
N-1	Poligonal	3,3	0,5	-	-
O-1	Poligonal	5,8	-	-	-
P-1	Poligonal	2,8	0,4	1,40	<u>2,45</u>
P-2	Poligonal	3,2	0,3	1,37	2,36
Q-1	Poligonal	3	0,5	1,28	3,42
R-1	<u>Alargada</u>	2,8	0,5	<u>1,07</u>	3,54

Tabla 22

Acero No.	Propiedades de tensión						Relación de ductilidad	
	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS-EI (MPa•%)	TS- λ (MPa•%)		
A-1	648	1021	18,6	78	18991	79638	0,55	Ejemplo inventivo
A-2	599	987	18,8	23	18556	<u>22701</u>	0,51	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-3	655	1054	17,8	67	18761	70618	0,52	Ejemplo inventivo
A-4	633	1014	17,2	27	17441	<u>27378</u>	0,5	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-5	614	1006	18,3	34	18410	<u>34204</u>	0,51	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-6	603	1072	18,6	53	19939	56816	0,52	Ejemplo inventivo
A-7	652	1026	18,7	82	19186	84132	0,53	Ejemplo inventivo
A-8	689	956	20,7	89	19789	85084	0,57	Ejemplo inventivo
A-9	668	1012	18,4	86	18621	87032	0,58	Ejemplo inventivo
A-10	467	871	18,6	27	16201	<u>23517</u>	0,52	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-11	534	864	17,9	21	<u>15466</u>	<u>18144</u>	0,51	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-12	712	1065	17	93	18105	99045	0,55	Ejemplo inventivo
A-13	899	981	8,9	103	8731	101043	0,57	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-14	633	823	19,1	77	<u>15719</u>	63371	0,59	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-15	586	856	17,6	33	<u>15066</u>	<u>28248</u>	0,56	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-16	567	837	18,9	29	<u>15819</u>	<u>24273</u>	0,52	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-17	599	876	19,6	34	17170	<u>29784</u>	0,55	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-18	703	873	14,6	50	<u>12746</u>	43650	0,56	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-19	675	1073	17,5	79	18778	<u>84767</u>	0,57	Ejemplo inventivo
A-20	586	956	18,2	29	17399	<u>27724</u>	0,54	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 23

Acero No.	Propiedades de tensión						Ductilidad ratio	
	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS-EI (MPa•%)	TS- λ (MPa•%)		
A-21	613	<u>856</u>	18,9	59	16178	<u>50504</u>	0,56	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-22	631	<u>869</u>	16,7	27	<u>14512</u>	<u>23463</u>	0,57	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-23	686	<u>864</u>	16,1	56	<u>13910</u>	48384	0,55	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-24	659	1047	18,4	66	19265	69102	0,58	Ejemplo inventivo
A-25	635	1035	17,9	27	18527	<u>27945</u>	0,51	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-26	564	953	17,6	30	16773	<u>28590</u>	0,53	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-27	579	1027	17,9	35	18383	<u>35945</u>	0,53	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-28	554	<u>872</u>	18,2	27	<u>15870</u>	<u>23544</u>	0,52	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-29	701	1042	16,4	21	17089	<u>21882</u>	0,59	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-30	507	<u>854</u>	17,6	34	<u>15030</u>	<u>29036</u>	0,54	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-31	904	998	8,5	96	8483	95808	0,55	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-32	637	1053	18,2	62	19165	65286	0,54	Ejemplo inventivo
A-33	552	<u>821</u>	19,4	68	<u>15927</u>	55828	0,57	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-34	602	<u>876</u>	18,9	42	16556	<u>36792</u>	0,58	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-35	599	<u>865</u>	19,2	36	16608	<u>31140</u>	0,56	<u>Ejemplo comparativo</u>
A-36	675	<u>864</u>	16,4	56	<u>14170</u>	48384	0,58	<u>Ejemplo comparativo</u>
B-1	669	1034	18,2	82	18819	84788	0,55	Ejemplo inventivo
B-2	634	1048	18,6	72	19493	75456	0,54	Ejemplo inventivo
B-3	629	1057	18,5	69	19555	72933	0,53	Ejemplo inventivo
C-1	654	1034	18,7	76	19336	78584	0,51	Ejemplo inventivo

Tabla 24

Acero No.	Propiedades de tensión						Ductilidad ratio	
	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS-EI (MPa•%)	TS- λ (MPa•%)		
C-2	692	<u>863</u>	11	35	<u>9493</u>	<u>30205</u>	0,52	<u>Ejemplo comparativo</u>
D-1	602	1013	16,9	76	17120	76988	0,46	Ejemplo inventivo
E-1	675	1057	17,6	68	18603	71876	0,55	Ejemplo inventivo
E-2	627	998	18,4	13	18363	<u>12974</u>	0,56	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-3	646	1009	16,8	24	16951	<u>24216</u>	0,54	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-4	690	1084	17,1	53	18536	57452	0,55	Ejemplo inventivo
E-5	605	<u>852</u>	19,4	27	16529	<u>23004</u>	0,56	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-6	567	<u>860</u>	18,6	33	<u>15996</u>	<u>28380</u>	0,57	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-7	669	1032	18	66	18576	68112	0,52	Ejemplo inventivo
E-8	732	1076	16,4	79	17646	85004	0,57	Ejemplo inventivo
E-9	673	1048	17,6	24	18445	<u>25152</u>	0,56	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-10	543	<u>864</u>	18,9	19	16330	<u>16416</u>	0,58	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-11	586	968	18,6	33	18005	<u>31944</u>	0,54	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-12	472	<u>847</u>	17	34	<u>14399</u>	<u>28798</u>	0,55	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-13	459	<u>831</u>	19,5	29	16205	<u>24099</u>	0,53	<u>Ejemplo comparativo</u>
E-14	592	<u>846</u>	19,7	33	1,6666	<u>27918</u>	0,54	<u>Ejemplo comparativo</u>

E-15	581	<u>821</u>	18,6	21	<u>15271</u>	<u>17241</u>	0,56	Ejemplo comparativo
E-16	602	<u>861</u>	18,4	29	<u>15842</u>	<u>24969</u>	0,57	Ejemplo comparativo
F-1	669	1029	18,1	56	18625	57624	0,54	Ejemplo inventivo
F-2	654	1033	17,4	66	17974	68178	0,51	Ejemplo inventivo

Tabla 25

Acero No.	Propiedades de tensión						Ductilidad ratio	
	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS-EI (MPa•%)	TS- λ (MPa•%)		
G-1	702	1057	16,9	72	17863	76104	0,5	Ejemplo inventivo
G-2	649	<u>870</u>	13,2	39	<u>11484</u>	<u>33930</u>	0,52	Ejemplo comparativo
H-1	723	1045	11,6	16	<u>12122</u>	<u>16720</u>	0,47	Ejemplo comparativo
H-2	752	1075	12,3	10	<u>13223</u>	<u>10750</u>	0,51	Ejemplo comparativo
H-3	726	1064	11,2	22	<u>11917</u>	<u>23408</u>	0,53	Ejemplo comparativo
I-1	751	1094	9,8	13	<u>10721</u>	<u>14222</u>	0,51	Ejemplo comparativo
I-2	746	1086	12,1	18	<u>13141</u>	<u>19548</u>	0,54	Ejemplo comparativo
J-1	561	1017	18,9	17	19221	<u>17289</u>	0,37	Ejemplo comparativo
J-2	701	<u>842</u>	11,3	24	<u>9515</u>	<u>20208</u>	0,34	Ejemplo comparativo
K-1	527	<u>768</u>	22,6	56	17357	43008	0,64	Ejemplo comparativo
L-1	443	<u>824</u>	23,4	24	19282	<u>19776</u>	0,53	Ejemplo comparativo
M-1	569	<u>864</u>	<u>18,6</u>	27	<u>16070</u>	<u>23328</u>	0,55	Ejemplo comparativo
N-1	545	<u>806</u>	19,6	29	<u>15798</u>	<u>23374</u>	0,52	Ejemplo comparativo
O-1	337	<u>451</u>	34,6	97	<u>15605</u>	43747	0,51	Ejemplo comparativo
P-1	762	1003	17,2	56	17252	56168	0,36	Ejemplo comparativo
P-2	782	998	16,8	62	16766	61876	0,34	Ejemplo comparativo
Q-1	642	1021	16,2	19	16540	<u>19399</u>	0,5	Ejemplo comparativo
R-1	782	1056	13,2	24	<u>13939</u>	<u>25344</u>	0,48	Ejemplo comparativo

5 En la chapa de acero de la presente invención, haciendo que el tamaño en bloque de la martensita que actúa como la microestructura dura extremadamente pequeño a no más que 0,9 μm , y reduciendo el tamaño de grano la fase principal ferrita, se logra un incremento de resistencia debido al fortalecimiento de granos finos; por ello, permitiendo que se obtenga excelente resistencia de la unión soldada aún cuando la cantidad de C añadido se suprime a 0,095% o menos. Además, debido a que la chapa de acero de la presente invención contiene Cr y Ti añadidos, es difícil que se produzca el ablandamiento bajo el calor aplicado durante la soldadura; por ello, también pueden suprimirse las fracturas en las áreas que circundan la porción soldada. Como resultado, se logran efectos que

10 eceden aquellos esperados reduciendo simplemente la cantidad de C añadido a no más que 0,095%, y la chapa de acero exhibe particularmente superior soldabilidad.

15 La chapa de acero de la presente invención exhibe excelente capacidad de expansión de orificios y alargamiento, y por ello sobresale en conformabilidad de reborde por estiramiento, que es una forma de moldeo que requiere simultánea capacidad de expansión de orificios y alargamiento, y conformación por estiramiento que se correlaciona con el valor n (alargamiento uniforme).

20 Como es evidente a partir de las Tablas 14 a 25, aquellos aceros etiquetados como Acero No. A-1, 3, 6 a 9, 12, 19, 24, y 32, Acero No. B-1 a 3, Acero No. C-1, Acero No. D-1, Acero No. E-1, 4, 7, y 8, Acero No. F-1 y 2, y Acero No. G-1 cada uno tiene una composición química que satisface los intervalos prescritos de la presente invención, y sus condiciones de producción satisfacen los intervalos prescritos en la presente invención. Como resultado, la fase principal puede formarse como ferrita poligonal que tiene un tamaño de grano no más que 4 μm y una fracción de volumen que excede el 50%. Además, cada acero también incluye microestructuras duras de bainita y martensita, el tamaño de bloque de martensita es no más que 0,9 μm , y el contenido de Cr dentro de la martensita puede controlarse hasta 1,1 a 1,5 veces el contenido de Cr dentro de la ferrita poligonal. Como resultado, puede fabricarse

25 una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa y exhibe un equilibrio de

soldabilidad extremadamente favorable, ductilidad, y capacidad de expansión de orificios.

Por otro lado, en el caso del Acero No. A-2, 20, y 25, Acero No. E-2, 3, y 9, el tiempo de retención a 950 a 1080°C es corto, y como resultado, los precipitados finos de TiC y NbC no se pueden precipitar en el intervalo de austenita, y el tamaño de grano de austenita después del laminado de acabado no puede reducirse. Además, la austenita a menudo adopta una forma aplanada después del laminado de acabado, y esto afecta la forma de la ferrita después del laminado en frío y recocido, que tiende a ser propensa a volverse alargada en la dirección de laminado.

Como resultado, el valor de $TS \times \lambda$, que es un indicador de la capacidad de expansión de orificios, es un valor comparativamente bajo de menor que 40,000 (MPa x %), indicando inferior capacidad de expansión de orificios.

En el caso de Acero No. A-4 y 29, y Acero No. E-2 y 10, debido a que la temperatura de laminado de acabado (FT) es menor que 820°C, después del laminado de acabado, se obtiene una austenita no resucristalizada que está significativamente alargada en la dirección de laminado, y aun si esta chapa es bobinada, laminada en frío y recocida, permanecen los efectos de esta austenita no resucristalizada alargada.

Como resultado, debido a que la ferrita de fase principal se vuelve una ferrita alargada que está estirada en la dirección de laminado, el valor de $TS \times \lambda$ es un valor comparativamente bajo de menor que 40.000 (MPa x %), indicando inferior capacidad de expansión de orificios.

En el caso del Acero No. A-26 y Acero No. E-3, la temperatura de laminado de acabado excede el 950°C y es extremadamente alta, que provoca un incremento en el tamaño de grano de austenita después del laminado de acabado, da como resultado microestructuras no uniformes después del laminado en frío y recocido, y provoca la formación de ferrita alargada después del laminado en frío y recocido.

Además, este intervalo de temperatura representa el intervalo en el que la precipitación de TiC se produce más fácilmente, lo que provoca una precipitación excesiva de TiC y evita que el Ti sea utilizado en la reducción del tamaño del grano de ferrita o fortalecimiento de precipitación en pasos posteriores, dando Como resultado una reducción en la resistencia del acero. Como resultado, el valor de $TS \times \lambda$, es un valor relativamente bajo de Menor que 40.000 (MPa x%), lo que indica inferiores Capacidad de expansión de orificios

dando como resultado una reducción en la resistencia del acero. Como resultado, el valor de $TS \times \lambda$, es un valor comparativamente bajo de menor que 40.000 (MPa x %), indicando inferior capacidad de expansión de orificios.

Para el Acero No. A-10 y Acero No. E-12, la temperatura de bobinado es una temperatura muy alta que excede los 630°C, y debido a que las microestructuras de chapa laminada en caliente de convierten en ferrita y perlita, las microestructuras obtenidas después del laminado en frío y recocido también son afectadas por estas microestructuras de chapa laminada en caliente. Específicamente, aún cuando la chapa laminada en caliente que contiene microestructuras gruesas compuestas de ferrita y perlita se somete a laminado en frío, las microestructuras de perlititas no pueden dispersarse finamente en una manera uniforme; por ello, las microestructuras de ferrita que son alargadas por el proceso de laminado en frío permanecen en forma alargada aún después de la recristalización, y las microestructuras de austenita (y después del enfriamiento, la martensita) formadas debido a la transformación de las microestructuras de perlititas tienden a formar microestructuras similares a bandas enlazadas. Como resultado, en el procesamiento tal como moldeo por expansión de orificios que puede dar como resultado la formación de grietas, el agrietamiento tiende a desarrollarse a lo largo de la ferrita alargada o microestructuras de martensita alienadas similares a bandas; por ello, la capacidad de expansión de orificios se vuelve inferior. Además, debido a que la temperatura de bobinado es demasiado alta, el TiC y NbC precipitados se vuelven más gruesos y no contribuyen con el fortalecimiento de precipitación, que da como resultado una reducción en la resistencia. Además, debido a que ningún Ti o Nb solubilizado en sólido permanece en el acero, el retraso de la recristalización de ferrita durante el recocido tiende a ser inadecuado; por ello, el tamaño del grano de ferrita tiende a exceder los 4 μm , lo que hace que sea más difícil lograr la mejora en la capacidad de expansión de orificios proporcionada por el tamaño de grano reducido, y da como resultado un valor de $TS \times \lambda$ que es un valor relativamente bajo de menor que 40.000 (MPa x%), lo que indica inferior capacidad de expansión de orificios.

Para el Acero No. A-15 y 34, y Acero No. E-14 y 15, debido a que la tasa de incremento de temperatura durante el recocido es un valor alto que excede los 7°C/segundo, la concentración de Cr dentro de la martensita no puede incrementarse respecto del intervalo prescrito, haciendo imposible lograr la resistencia deseada de al menos 880 MPa.

Para el Acero No. A-16 y 22, y Acero No. E-6 y 16, el tiempo de retención a una temperatura dentro del intervalo de 550°C a Ac1 es un corto tiempo de menor que 25 segundos, y por ello el efecto de promover cementita en base al núcleo Cr_{23}C_6 , y el efecto de concentrar Cr dentro de la cementita no puede lograrse; por ello, el efecto de fortalecimiento dependiente de estos efectos, a saber el efecto de fortalecimiento provocado por la reducción en el tamaño de bloque de martensita, no es alcanzable. Por este motivo, no puede lograrse una resistencia de al menos 880 MPa.

Para el Acero No. A-11 y 30, y Acero No. E-13, la temperatura de recocido después del laminado en frío es un valor bajo de menor que 750°C, y por ello la cementita no se transforma en austenita. Como resultado, el efecto de fijación

proporcionado por la austenita no se manifiesta; por ello, el tamaño de grano de la ferrita recristalizada tiende a ser superior a 4 μm , lo que hace que sea más difícil alcanzar la mejora de capacidad de expansión de orificios proporcionada por la reducción en el tamaño de grano de ferrita que representa un efecto de la presente invención, y da como resultado inferior capacidad de expansión de orificios.

- 5 Para el Acero No. A-13 y 31, y Acero No. C-2, debido a que la temperatura de recocido excede los 860°C y es por ello demasiado alta, no puede lograrse una fracción de volumen de ferrita de al menos 50%, y el valor de TS x El es un valor bajo de menor que 16.000 (MPa x %), indicando inferior ductilidad.

- 10 Para el Acero No. A-18, 23 y 36, debido a que la tasa de enfriamiento en el intervalo de temperatura de 250 a 100°C es menor que 5°C/segundo, carburos a base de hierro se precipitan dentro de la martensita durante el proceso de enfriamiento (esto incluye martensita templada que ha pasado por templado). Como resultado, las microestructuras duras se ablandan haciendo imposible asegurar una resistencia de al menos 880 MPa.

- 15 Aunque el Acero No. J-1 proporciona una alta resistencia de al menos 880 MPa y excelente ductilidad, debido a que el contenido de C excede el 0,095%, la relación de ductilidad cae a menor que 0,5, indicando inferior soldabilidad. Además, debido a que el acero contiene nada de Cr, Ti, o B, no es obtenible el efecto de mejorar la capacidad de expansión de orificios proporcionada por el tamaño de grano de ferrita reducido, dando como resultado inferior capacidad de expansión de orificios.

- 20 Acero No. K-1 incluye una mezcla de Cr, Ti, y B, y por ello exhibe favorable soldabilidad, ductilidad, y capacidad de expansión de orificios, pero debido a que el contenido de C es un valor muy bajo de menor que 0,05%, no puede asegurarse una fracción adecuada de microestructuras duras; por ello, no puede lograrse una resistencia de al menos 880 MPa.

- 25 Acero No. L-1 contiene nada de B, y por ello es difícil lograr la reducción en el tamaño de grano de ferrita proporcionado por el control estructural de la chapa laminada en caliente, o la reducción en el tamaño de grano resultante de la supresión de la transformación durante el recocido, y como resultado, la capacidad de expansión de orificios es pobre. Debido a que es difícil de suprimir la transformación de ferrita durante el enfriamiento llevado a cabo durante el recocido, se forma una excesiva cantidad de ferrita, lo que hace que sea imposible lograr una resistencia de al menos 880 MPa.

Acero No. M-1 contiene nada de Cr, y por ello es difícil lograr la reducción en el tamaño de bloque de martensita. Como resultado, el tamaño de bloque de martensita excede el 0,9 μm , y se hace imposible lograr una resistencia de al menos 880 MPa. El acero también exhibe pobre capacidad de expansión de orificios.

- 30 Acero No. N-1 contiene nada de Si, y por ello las perlitas tienden a formarse fácilmente en el proceso de enfriamiento llevado a cabo después del recocido, o cementita y perlita tienden a formarse fácilmente durante el tratamiento de recocido posterior al galvanizado, y como resultado, la fracción de microestructuras duras disminuye dramáticamente, haciendo imposible lograr una resistencia de al menos 880 MPa.

- 35 Acero No. O-1 contiene nada de Cr, Si o B, y también tiene un contenido de Mn de menor que 1,7%, y como resultado, ni una reducción en el tamaño del grano de ferrita ni una fracción satisfactoria de microestructuras duras puede asegurarse, haciendo imposible lograr una resistencia de al menos 880 MPa.

Acero No. Q-1 tiene un contenido de N de al menos 0,005%, y por ello el valor de TS x λ es bajo y la capacidad de expansión de orificios es pobre.

- 40 Acero No. R-1 tiene un contenido de Mn que excede el 2,6%, y por ello la relación de Cr dentro de martensita / Cr dentro de ferrita poligonal es pequeña, confirmando que la concentración del Cr dentro de la martensita no se ha producido. Como resultado, el valor de TS x λ es bajo y la capacidad de expansión de orificios es pobre.

- 45 Para el Acero No. A-14, 21 y 33, y Acero No. P-1 y 2, debido a que se forma primero martensita, y entonces se lleva a cabo el calentamiento, las microestructuras duras incluyen martensita templada. Como resultado, la resistencia disminuye en comparación con un acero equivalente que contiene las mismas fracciones de ferrita y martensita, lo que hace que sea difícil lograr una resistencia de 880 MPa, o si se retiene la resistencia aumentando la fracción de volumen de martensita templada, entonces la soldabilidad se deteriora.

Aplicabilidad industrial

- 50 La presente invención proporciona una chapa de acero de bajo costo que tiene una resistencia a la tracción máxima de al menos 880 MPa, lo que es ideal para los componentes estructurales de automóviles, componentes de refuerzo y componentes debajo de la carrocería, y que también exhibe excelente conformabilidad con niveles favorables de soldabilidad, ductilidad, y capacidad de expansión de orificios. Debido a que esta chapa de acero es ideal para componentes estructurales de automóviles, componentes de refuerzo, y componentes debajo de la carrocería, se puede esperar que contribuya con un alivio considerable de los pesos de automóviles; por ello, los efectos industriales de la invención son extremadamente valiosos.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad, que comprende, en términos de % en masa:
- C: no menor que 0,05% y no más que 0,095%; Cr: no menor que 0,1-5% y no más que 2,0%;
- 5 B: no menor que 0,0003% y no más que 0,01%; Si: no menor que 0,3% y no más que 2,0%; Mn: no menor que 1,7% y no más que 2,6%; Ti: no menor que 0,005% y no más que 0,14%; P: no más que 0,03%;
- S: no más que 0,01%;
- Al: no más que 0,1%;
- N: menor que 0,005%;
- 10 O: no menor que 0,0005% y no más que 0,005%; y
- opcionalmente uno o más elementos seleccionados del grupo que consiste en:
- Ni: menor que 0,05%;
- Cu: menor que 0,05%;
- W: menor que 0,05%; y
- 15 V: no menor que 0,01% y no más que 0,14%,
- siendo el resto hierro e impurezas inevitables,
- en donde una microestructura de dicha chapa de acero comprende principalmente ferrita poligonal que tiene un tamaño de grano de cristal de no más que 4 μm , y microestructuras duras de bainita y martensita,
- un tamaño de bloque de dicha martensita es no más que 0,9 μm ,
- 20 un contenido de Cr dentro dicha martensita es 1,1 a 1,5 veces un contenido de Cr dentro dicha ferrita poligonal, y
- una resistencia a la tracción es al menos 880 MPa.
2. Una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad de acuerdo a la reivindicación 1, en la que dicha chapa de acero comprende no Nb, y no tiene ninguna microestructura similar a banda dentro de la microestructura de dicha chapa de acero.
- 25 3. Una chapa de acero galvanizado de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad, que comprende: una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de acuerdo a la reivindicación 1; y un recubrimiento de galvanizado formado sobre una superficie de dicha chapa de acero laminada en frío de alta resistencia.
- 30 4. Una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad, que comprende: una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de acuerdo a la reivindicación 1; y un recubrimiento de galvanizado por inmersión en caliente aleado formado sobre una superficie de dicha chapa de acero laminada en frío de alta resistencia.
5. Un procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad, donde dicho procedimiento comprende:
- 35 calentar una plancha de colada que contiene componentes químicos incorporados dentro de una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de acuerdo a la reivindicación 1, ya sea calentando dicha plancha de colada directamente hasta una temperatura de 1.200°C o mayor, o enfriando primero y calentando posteriormente dicha plancha de colada hasta una temperatura de 1.200°C o mayor;
- 40 someter dicha plancha de colada calentado a laminado en caliente en una relación de reducción de al menos 70% para obtener una chapa laminada en bruto;
- retener dicha chapa laminada en bruto durante al menos 6 segundos dentro de un intervalo de temperatura de 950 a 1080°C, y después someter dicha chapa laminada en bruto a laminado en caliente en condiciones en las que una relación de reducción es al menos 85% y una temperatura de acabado es 820 a 950°C, para obtener una chapa laminada en caliente;
- 45 bobinar dicha chapa laminada en caliente dentro de un intervalo de temperatura de 630 a 400°C;

lavar con ácido dicha chapa laminada en caliente, y después someter dicha chapa laminada en caliente a laminado en frío en una relación de reducción de 40 a 70% para obtener una chapa de laminado en frío; y

alimentar dicha chapa de laminado en frío a una línea de procesamiento de recocido continuo,

5 en la que dicha alimentación de dicha chapa de laminado en frío a dicha línea de procesamiento de recocido continuo comprende: elevar una temperatura de dicha chapa de laminado en frío a una velocidad de incremento de temperatura de no más que 7°C/segundo, retener una temperatura de dicha chapa de laminado en frío en un valor de no menor que 550°C y no más que una temperatura de punto de transformación Ac1 durante un período de 25 a 500 segundos, posteriormente llevar a cabo el recocido a una temperatura de 750 a 860°C, y entonces llevar a cabo enfriamiento hasta una temperatura de 620°C a una velocidad de enfriamiento de no más que 12°C/segundo, 10 enfriamiento de 620°C a 570°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 1°C/segundo, y entonces enfriar de 250 a 100°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 5°C/segundo.

6. Un procedimiento para fabricar una chapa de acero galvanizado de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad, comprendiendo dicho procedimiento:

15 calentar una plancha de colada que contiene componentes químicos incorporados dentro de una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de acuerdo a la reivindicación 1, mediante el calentamiento de dicha plancha de colada directamente hasta una temperatura de 1200°C o mayor, o primero enfriando y posteriormente calentando dicha plancha de colada hasta una temperatura de 1200°C o mayor;

someter dicha plancha de colada calentado a laminado en caliente en una relación de reducción de al menos 70% para obtener una chapa laminada en bruto;

20 retener dicha chapa laminada en bruto durante al menos 6 segundos dentro de un intervalo de temperatura de 950 a 1080°C, y después someter dicha chapa laminada en bruto a laminado en caliente en condiciones en las que una relación de reducción es al menos 85% y una temperatura de acabado es 820 a 950°C, para obtener una chapa laminada en caliente;

bobinar dicha chapa laminada en caliente dentro de un intervalo de temperatura de 630 a 400°C;

25 lavar con ácido dicha chapa laminada en caliente, y después someter dicha chapa laminada en caliente a laminado en frío en una relación de reducción de 40 a 70% para obtener una chapa de laminado en frío; y

alimentar dicha chapa laminada en frío a una línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua,

30 en la que dicha alimentación de dicha chapa de laminado en frío a dicha línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua comprende: elevar una temperatura de dicha chapa de laminado en frío a una velocidad de incremento de temperatura de no más que 7°C/segundo, retener una temperatura de dicha chapa de laminado en frío en un valor de no menor que 550°C y no más que una temperatura de punto de transformación Ac1 durante un período de 25 a 500 segundos, posteriormente llevar a cabo recocido a una temperatura de 750 a 860°C, 35 enfriar de una temperatura de calentamiento máxima durante dicho recocido hasta una temperatura de 620°C a una velocidad de enfriamiento de no más que 12°C/segundo, enfriar de 620°C a 570°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 1°C/segundo, sumergir dicha chapa de laminado en frío en un baño de galvanizado, y entonces enfriar de 250 a 100°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 5°C/segundo.

7. Un procedimiento para fabricar una chapa de acero galvanizado de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad, comprendiendo dicho procedimiento:

40 someter una chapa de acero laminada en frío fabricada mediante dicho procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de acuerdo a la reivindicación 5 a electrodeposición a base de zinc.

8. Un procedimiento para fabricar una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia que tiene excelente conformabilidad y soldabilidad, comprendiendo dicho procedimiento

45 calentar una plancha de colada que contiene componentes químicos incorporados dentro de una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de acuerdo a la reivindicación 1, calentando dicha plancha de colada directamente hasta una temperatura de 1200°C o mayor, o primero enfriando y calentando posteriormente dicha plancha de colada hasta una temperatura de 1200°C o mayor;

someter dicha plancha de colada calentado a laminado en caliente en una relación de reducción de al menos 70% para obtener una chapa laminada en bruto;

50 retener dicha chapa laminada en bruto durante al menos 6 segundos dentro de un intervalo de temperatura de 950 a 1080°C, y después someter dicha chapa laminada en bruto a laminado en caliente en condiciones en las que una relación de reducción es al menos 85% y una temperatura de acabado es 820 a 950°C, para obtener una chapa laminada en caliente;

ES 2 578 952 T3

bobinar dicha chapa laminada en caliente dentro de un intervalo de temperatura de 630 a 400°C;

lavar con ácido dicha chapa laminada en caliente, y después someter dicha chapa laminada en caliente a laminado en frío en una relación de reducción de 40 a 70% para obtener una chapa de laminado en frío; y

5 alimentar dicha chapa de laminado en frío a una línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua,

10 en la que dicha alimentación de dicha chapa de laminado en frío a dicha línea de procesamiento de galvanizado por inmersión en caliente continua comprende: elevar una temperatura de dicha chapa de laminado en frío a una velocidad de incremento de temperatura de no más que 7°C/segundo, retener una temperatura de dicha chapa de laminado en frío en un valor de no menor que 550°C y no más que una temperatura de punto de transformación Ac1 durante un período de 25 a 500 segundos, posteriormente llevar a cabo recocido a una temperatura de 750 a 860°C, enfriamiento de una temperatura de calentamiento máxima durante dicho recocido hasta una temperatura de 620°C a una velocidad de enfriamiento de no más que 12°C/segundo, enfriamiento de 620°C a 570°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 1°C/segundo, sumergir dicha chapa de laminado en frío en un baño de galvanizado, llevar a cabo el tratamiento de recocido después del galvanizado a una temperatura de al menos 460°C, y entonces enfriar 15 de 250 a 100°C a una velocidad de enfriamiento de al menos 5°C/segundo.

FIG. 1

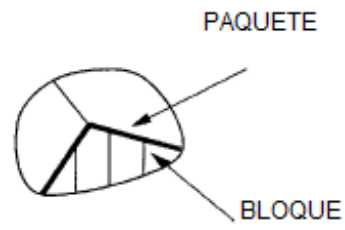


FIG. 2

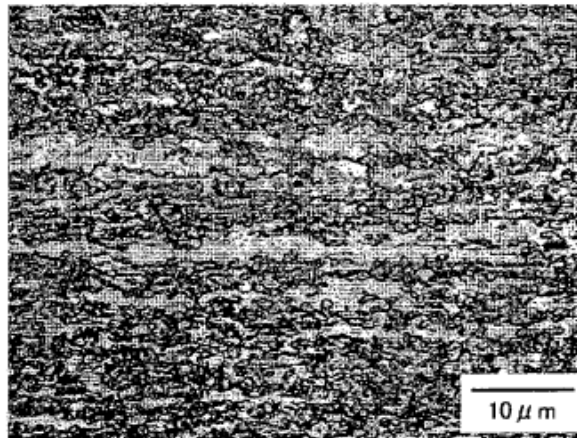


FIG. 3

