

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 645 994**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)
B21B 3/00	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)
C22C 18/04	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)
C23C 2/28	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.09.2012 PCT/JP2012/075194**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.04.2013 WO13047808**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.09.2012 E 12834788 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **16.08.2017 EP 2762579**

54 Título: **Chapa de acero de alta resistencia, galvanizada por inmersión en caliente, y proceso para producirla**

30 Prioridad:

30.09.2011 JP 2011217143

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
11.12.2017

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**SATO, KOICHI;
YAMANAKA, SHINTARO y
FUJITA, SOSHI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

Observaciones:

Véase nota informativa (Remarks, Remarques o Bemerkungen) en el folleto original publicado por la Oficina Europea de Patentes

ES 2 645 994 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero de alta resistencia, galvanizada por inmersión en caliente, y proceso para producirla

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero de alta resistencia (por ejemplo, con una resistencia a la tracción (RT) de 980 MPa o más), galvanizada por inmersión en caliente, con excelente flexibilidad, que se usa como material estructural de automóviles y a un proceso para producirla.

Antecedentes

10 Con el fin de aumentar la eficiencia del combustible en un automóvil y conseguir seguridad en las colisiones, procede aplicar a la estructura del armazón del cuerpo del vehículo una chapa de acero de alta resistencia pero, por otro lado, el incremento de la resistencia del material implica una disminución de la aptitud de conformación del material y, por lo tanto, puede ser necesario que la chapa de acero usada satisfaga una alta aptitud a ser trabajada en prensa y alta resistencia.

15 En una chapa de acero de alta resistencia, se sabe que un acero de austenita retenida en la estructura del acero exhibe, a pesar de su alta resistencia, un alargamiento muy alto debido al efecto TRIP [TRIP = transformation induced plasticity (plasticidad inducida por la transformación de austenita en martensita bajo deformación plástica)]. Para incrementar más el alargamiento de este acero de austenita retenida, el documento de patente 1, por ejemplo, describe una técnica de asegurar un alargamiento uniforme controlando dos tipos de ferrita (ferrita bainítica y ferrita poligonal) conservando al mismo tiempo la alta fracción de austenita retenida.

20 Mientras tanto, en la formación de una chapa de acero de alta resistencia, que tenga una resistencia a la tracción de 980 MPa o más, con frecuencia el trabajo se puede realizar principalmente formando por flexión, pero no formando por estirado, proceso que ha prevalecido en la formación de una chapa de acero de baja resistencia que tenga una resistencia a la tracción de 440 MPa o menos. Igual que el alargamiento, se puede requerir una mayor flexibilidad en una chapa de acero de alta resistencia.

25 Convencionalmente se sabe que la flexibilidad en V está relacionada con la ductilidad local y, como técnica para aumentar la ductilidad local, el documento de patente 1 describe una técnica de fabricar la estructura uniforme e incrementar la resistencia añadiendo a la fase simple de ferrita un componente que intensifique la precipitación, y el documento de patente 2 describe una técnica de fabricar de modo similar la estructura uniforme por una estructura compuesta principalmente de bainita.

30 También, el documento de patente 3 describe una chapa de acero de alta resistencia y alta ductilidad, galvanizada por inmersión en caliente, que contiene (expresada en fracción volumétrica) 30 a 90% de una fase de ferrita, 5% o más de bainita, 10% o menos de martensita y 5 a 30% de una fase de austenita retenida. El documento de patente 4 describe una chapa de acero de alta resistencia, laminada en frío, en la que la densidad de las dislocaciones contenidas en la chapa de acero es 8×10 dislocaciones por mm^2 o menos y la relación estática/dinámica (FS2/FS1), expresada como relación entre la resistencia cuasiestática (FS1) a una velocidad de deformación de $0,0067 \text{ s}^{-1}$, y la resistencia dinámica (FS2) a una velocidad de deformación de 1.000 s^{-1} es 1,05 o más.

35 Sin embargo, en la actualidad, también se requieren mayor resistencia y mayor aptitud a ser trabajada en el caso de chapa de acero de alta resistencia, y no se conoce ninguna técnica capaz de satisfacer este requisito y de satisfacer también el alargamiento y la flexibilidad en V a un nivel suficientemente alto.

Técnica relacionada

40 Documentos de patentes

Documento de patente 1: JP-A (Publicación de patente no examinada KOKAI) número 2003-306746

Documento de patente 2: JP-A número 4-88125

Documento de patente 3: JP-A número 2005-133201

Documento de patente 4: JP-A número 2002-30403

45 Resumen de la invención

50 Se ha hecho la presente invención para resolver problemas convencionales y un objeto de la presente invención es proporcionar una chapa de acero de alta resistencia, galvanizada por inmersión en caliente, de alargamiento y flexibilidad en V excelentes, que es una técnica descubierta a partir de estudios diligentes para aumentar la flexibilidad en V de un acero de austenita retenida que tiene una resistencia a la tracción de 980 MPa o más, y un proceso de producción de esta chapa de acero.

Medios para resolver el problema

5 Como resultado de estudios anteriores, se ha descubierto que incrementando más que nunca la estabilidad de la austenita retenida impartiendo a la fase de austenita retenida un esfuerzo residual de deformación por compresión se puede actuar sobre la deformación local por flexión de la parte del esfuerzo de deformación por tracción fuera de la flexión y del esfuerzo de deformación por compresión dentro de la flexión.

10 Como resultado de más estudios basados en el descubrimiento antes mencionado, se han hecho más estudios basados en el descubrimiento antes mencionado y, como resultado, se ha descubierto que cuando se controlan óptimamente el diámetro del rodillo, tensión y número de pasadas en flexión repetida durante un tratamiento de hipermaduración (HM) para impartir a la fase de austenita retenida un esfuerzo residual de deformación por compresión, se puede obtener un efecto suficientemente alto sobre el alargamiento y la flexibilidad en V. También se han hecho estudios basados en el descubrimiento antes mencionado y, como resultado, se ha descubierto que cuando se controlan óptimamente el diámetro del rodillo, tensión y número de pasadas en flexión repetida durante un tratamiento de hipermaduración para impartir a la fase de austenita retenida un esfuerzo residual de deformación por compresión, se puede obtener un efecto suficientemente alto sobre el alargamiento y la flexibilidad en V. Se han hecho más estudios basados en el descubrimiento antes citado y, como resultado, se ha descubierto que cuando se controlan las condiciones en flexión repetida durante un tratamiento de hipermaduración para controlar el enriquecimiento en la fase de austenita y el tamaño de los granos, se puede incrementar la estabilidad de la fase de austenita retenida y esto puede ser más eficaz para el alargamiento y la flexibilidad en V.

20 De acuerdo con los conocimientos e investigaciones anteriores, se puede suponer que el mecanismo para proporcionar el efecto antes descrito es el siguiente.

25 El acero de austenita retenida puede ser una chapa de acero de alta resistencia, obtenida controlando la transformación de ferrita y la transformación de bainita durante el recocido para incrementar la concentración de carbono en la austenita y conservar así austenita retenida en la estructura del acero de un producto y, gracias al efecto TRIP de la austenita residual, ser capaz de exhibir un alargamiento alto. Sin embargo, debido a una estructura mixta, se puede suponer que dicho acero de austenita retenida no es un acero de excelente flexibilidad. [TRIP = transformation induced plasticity effect (efecto de plasticidad inducida por transformación de austenita en martensita)].

30 Mientras tanto, se han hecho diversos estudios sobre el método para obtener la resistencia, ductilidad, flexibilidad en V y propiedades de laminación deseadas realizando en laboratorio fusión, laminación en caliente, laminación en frío, recocido y galvanización por inmersión en caliente en diversos aceros en los que se han cambiado las cantidades de carbono, silicio y manganeso con la intención de conseguir un acción eficaz del efecto TRIP sobre la flexibilidad,

35 Como resultado de estos estudios anteriores, se ha descubierto que cuando no sólo se especifican diversos componentes eficaces para el fin antes descrito sino que también se imparte a la fase de austenita retenida un esfuerzo residual de deformación por compresión, se puede incrementar más que nunca la estabilidad de la austenita retenida y, al mismo tiempo, se puede ejercer una acción eficaz sobre la deformación local por flexión de la parte del esfuerzo de deformación por tracción fuera de la flexión y de la parte del esfuerzo de deformación por compresión dentro de la flexión.

40 Basándose en los descubrimientos antes mencionados se ha conseguido la presente invención definida en las reivindicaciones 1-6.

Efecto de la invención

45 La presente invención puede proporcionar una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente, que tiene una alta resistencia y ductilidad y flexibilidad en V excelentes. La producción de la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la presente invención puede ser relativamente fácil y se puede realizar de modo estable. Por lo tanto, la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente se puede usar óptimamente, particularmente como chapa de acero para automóviles en los últimos años, uso con el que se pretende conseguir una reducción del peso. Como resultado, el valor industrial de dicha chapa de acero es notablemente alto.

Figuras

Figura 1: La figura 1 es una gráfica que muestra la relación entre el esfuerzo residual de deformación en la fase de austenita retenida y el radio mínimo de flexión R.

50 Figura 2: La figura 2 es una gráfica que muestra el intervalo en el que el esfuerzo residual medio de deformación σ_R de granos de austenita satisface la fórmula (1).

Figura 3: La figura 3 es una gráfica que muestra la relación entre el porcentaje de granos de austenita que satisfacen la fórmula (1) y el radio mínimo de flexión R.

Figura 4: La figura 4 es una gráfica que muestra la relación entre el tamaño medio de granos de austenita retenida y

el radio mínimo de flexión.

Figura 5: La figura 5 es una gráfica que muestra la relación entre la relación entre dimensiones de granos de austenita retenida y el radio mínimo de flexión R.

Figura 6: La figura 6 es una gráfica que muestra la relación entre la concentración de carbono y el radio mínimo de flexión.

Modos de realizar la invención

La chapa fina de acero de alta resistencia de la presente invención puede ser el resultado de la atención enfocada a incrementar la estabilidad de la fase de austenita retenida en un acero de austenita retenida. Como se ha descrito anteriormente, la presente invención se ha conseguido basándose en el descubrimiento de que controlando el esfuerzo residual de deformación y la relación entre dimensiones de la fase de austenita retenida, se puede incrementar al máximo la estabilidad y la resistencia, alargamiento y flexibilidad en V pueden ser satisfechas a un nivel alto.

La estructura de la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de la presente invención puede estar compuesta principalmente de una fase de ferrita y una fase de bainita y contiene 3% o más de una fase de austenita retenida. En el caso de pretender conseguir una resistencia mayor, la estructura debe contener martensita pero si la estructura no está compuesta principalmente de una fase de ferrita y una fase de bainita, es probable que disminuya significativamente el alargamiento.

El esfuerzo residual de deformación en la fase de austenita retenida puede ser uno de los factores más importantes en la presente invención. Como se muestra en la figura 1, cuando el esfuerzo residual de deformación en la fase de austenita retenida es menor, particularmente cuando es 15 MPa o menos, el radio mínimo de flexión R puede ser menor. En el proceso de producción se puede impartir un esfuerzo residual de deformación por compresión a los granos individuales de austenita retenida con lo que se puede retrasar la transformación de la martensita durante el trabajo y, como resultado, se puede incrementar la estabilidad de toda la fase.

Como se muestra en la figura 2, para conseguir este efecto, Σr puede ser mínimo en el intervalo en el que el esfuerzo residual medio de deformación σR de los granos de austenita satisface la fórmula (1). También, como se muestra en la figura 3, cuando los granos de austenita que satisfacen la fórmula (1) representan el 50% o más, el radio mínimo de flexión R es establemente menor

$$-400 \text{ MPa} \leq \sigma R \leq 200 \text{ MPa} \quad (1)$$

El método de medir el porcentaje de austenita retenida puede ser cualquier método siempre que sea un método de medición de precisión garantizada pero, por ejemplo, la medición se realizó en una superficie formada limpiando químicamente hasta un espesor de $\frac{1}{4}$ de la capa superficial de la chapa del material de muestra y la austenita residual se determinó cuantitativamente a partir de las intensidades integradas de los planos (200) y (211) de ferrita y de las intensidades integradas de los planos (200), (220) y (311) de austenita, que se midieron con un rayo MoK α monocromatizado. El método de medición de αR puede ser cualquier método de medición de precisión garantizada bajo la condición de obtener exactamente un esfuerzo residual de deformación pero, en la presente invención, en una superficie formada limpiando químicamente hasta $\frac{1}{4}$ del espesor de la capa superficial de la chapa del material de muestra, la medición del esfuerzo residual de deformación de 50 granos arbitrarios de austenita retenida se puede realizar cuidadosamente por un método difracción de rayos X de alta resolución que tenga un sistema de haz de 5 μm de diámetro y así se puede obtener el porcentaje de granos de austenita retenida que caen dentro del intervalo de la fórmula (1).

En la presente invención, el tamaño medio de granos de la austenita retenida puede ser preferiblemente 10 μm o menos. Como se muestra en la figura 4, si el tamaño medio de granos excede de 10 μm , se puede incrementar la dispersión de la fase de austenita retenida y no se consigue totalmente el efecto TRIP, dando lugar a una reducción del alargamiento. En la presente memoria, el método para medir el tamaño medio de granos (diámetro de los círculos equivalentes) puede ser cualquier método siempre que sea un método de medición de precisión garantizada pero, por ejemplo, la chapa de acero en la sección transversal a la dirección de laminación o en la sección transversal perpendicular a la dirección de laminación se decapó con reactivo *Nital* (solución de ácido nítrico y alcohol) se determinó cuantitativamente el tamaño medio de granos con un microscopio óptico a 500 aumentos.

También, como se muestra en la figura 5, cuando la relación entre dimensiones de los granos de austenita retenida es de 0,5 a 0,95 con respecto a la dirección de laminación, el radio mínimo de flexión puede ser ventajosamente menor. Si la relación entre dimensiones excede de 0,95 o es menor que 0,5, durante la deformación por flexión puede variar la estabilidad de la austenita retenida. En la presente memoria, el método para medir la relación entre dimensiones puede ser cualquier método siempre que sea un método de medición de precisión garantizada pero, por ejemplo, la chapa de acero en la sección transversal a la dirección de laminación o en la sección transversal perpendicular a la dirección de laminación se decapó con reactivo *Nital*, el tamaño de granos de determinó cuantitativamente por observación con un microscopio óptico a 500 aumentos, el tamaño de granos en la dirección de laminación y el tamaño de granos en la dirección perpendicular a la dirección de laminación se midió en 30

granos de austenita retenida mediante un software de procesamiento de imágenes para determinar la relación entre dimensiones y se tomó el valor medio de los resultados de esta medición como valor representativo del material.

La concentración media de carbono en la austenita retenida también puede contribuir mucho a la estabilidad de la austenita retenida. Como se muestra en la figura 6, si la concentración media de carbono es menor que 0,7% en masa, se puede reducir extremadamente la estabilidad de la austenita retenida y, por lo tanto, no se puede conseguir eficazmente el efecto TRIP, originándose deterioro del alargamiento. Por otro lado, incluso si la concentración excede de 1,5%, no sólo se puede saturar el efecto de mejora del alargamiento sino que también se puede incrementar el coste de producción. Por esta razón, preferiblemente la concentración debe ser 0,7 a 1,5%. En la presente memoria, el método para medir la concentración de carbono puede ser cualquier método en el que se garantice la precisión bajo la condición de obtener exactamente una concentración resuelta pero, por ejemplo, la concentración de carbono se puede obtener usando EPMA acoplado a FE-SEM y midiendo cuidadosamente la concentración a un paso de 0,5 µm o menos.

En primer lugar se describen las razones para la limitación de los componentes de la chapa de acero. A este respecto, “%” significa tanto por ciento en masa.

C

El carbono puede ser un elemento capaz de incrementar la resistencia de la chapa de acero. Sin embargo, si su contenido es menor que 0,1%, puede ser difícil satisfacer la resistencia a la tracción de 980 MPa o más y la aptitud de la chapa de acero a ser trabajada. Por otro lado, si el contenido excede de 0,40%, apenas se puede asegurar la aptitud de soldeo por puntos. Por esta razón, se fija el contenido del contenido de carbono en 0,1 a 0,40% o menos. El contenido de carbono puede ser preferiblemente de 0,13 a 0,3%, más preferiblemente de 0,19 a 0,28%.

Si

El silicio puede ser un elemento que forma aleaciones (o que aumenta la resistencia) y puede ser eficaz para incrementar la resistencia de la chapa de acero. También, este elemento puede evitar la precipitación de cementita y, a su vez, contribuir a la estabilización de la austenita retenida y, por lo tanto, su adición debe ser indispensable. Si su contenido es menor que 0,01%, el efecto de incrementar la resistencia puede ser pequeño. Por otro lado, si el contenido excede de 0,5% se puede reducir la aptitud de la chapa metálica a ser trabajada. Por esta razón, se fija el contenido de silicio en 0,01 a 0,5%. El contenido de silicio puede ser preferiblemente de 0,2 a 0,5%, más preferiblemente de 0,1 a 0,45%.

Mn

El manganeso puede ser un elemento que forma aleaciones y puede ser eficaz para incrementar la resistencia de la chapa de acero. Sin embargo, si su contenido es menor que 1,0%, puede ser difícil obtener la resistencia a la tracción de 980 MPa o más. Por otro lado, si el contenido es mayor, se puede promover la segregación conjunta con fósforo o azufre, lo cual implica deterioro significativo de la aptitud de la chapa de acero a ser trabajada y, por lo tanto, se especifica un límite superior de 3,0%. Por esta razón, se fija el contenido de manganeso en 1,0 a 3,0%. El contenido de manganeso puede ser preferiblemente de 1,0 a 2,8%, más preferiblemente de 1,2 a 2,8%.

O

El oxígeno puede formar óxidos y deteriorar el alargamiento, flexibilidad y aptitud de ensanchamiento de los huecos y, por lo tanto, se debe mantener baja la cantidad añadida de este elemento. Entre otras cosas, con frecuencia los óxidos pueden existir como inclusión y cuando un óxido está presente en la cara del borde perforado o superficie de corte, se puede formar en la cara del extremo un defecto entallado o un abollonado grueso que provoca concentración de esfuerzos de deformación durante el ensanchamiento de los huecos o trabajo severo y actúa como origen de formación de grietas, dando lugar a un deterioro significativo de la aptitud de ensanchamiento de los huecos o de la flexibilidad. Si el contenido de oxígeno excede de 0,006%, puede ser notable la tendencia antes descrita y, por lo tanto, el contenido de oxígeno se especifica hasta un límite superior de 0,006% o menos. Esto es, se limita el oxígeno como impureza a 0,006% o menos. El límite superior del contenido de oxígeno puede ser preferiblemente 0,005% o menos, más preferiblemente 0,004% o menos. Por otro lado, un contenido de oxígeno menor que 0,0001% puede ser desventajoso económicamente porque implica un aumento excesivo del coste y, por lo tanto, este valor debe ser sustancialmente el límite inferior.

P

El fósforo puede tender a ser segregado en el centro del espesor de la chapa de acero y originar fragilidad de una pieza soldada. Si su contenido excede de 0,04%, se puede originar fragilidad significativa de la pieza soldada y, por lo tanto, se especifica un contenido apropiado de 0,04% o menos. Esto es, se limita el fósforo como impureza a 0,04% o menos. El contenido de fósforo puede ser preferiblemente 0,03% o menos, más preferiblemente 0,025% o menos. El límite inferior del contenido de fósforo no está especificado particularmente, pero un contenido menor que 0,0001% puede ser desventajoso económicamente y, por lo tanto, preferiblemente se puede fijar este valor como límite inferior.

S

El azufre puede afectar negativamente a la soldabilidad y fabricación durante la colada y laminación en caliente. Por esta razón, se fija el límite superior de su contenido en 0,01% o menos. Esto es, se limita el azufre como impureza a 0,01% o menos. El límite inferior del contenido de azufre no está especificado particularmente pero un contenido menor que 0,0001% puede ser desventajoso económicamente y, por lo tanto, preferiblemente se fija este valor como límite inferior. Además, como el azufre se puede unir al manganeso formando MnS de grano grueso y deteriorando la flexibilidad o la expansibilidad de los huecos, el contenido de este elemento se debe fijar en el valor más bajo posible.

Al

El aluminio puede promover la formación de ferrita que aumenta la ductilidad y, por lo tanto, se debe añadir. También se puede utilizar este elemento como agente desoxidante. Si su contenido es menor que 0,1%, el efecto del elemento puede ser insuficiente. Por otro lado, su adición excesiva puede incrementar el número de inclusiones de grano grueso basadas en aluminio y dar lugar a deterioro de la expansibilidad de los huecos u originar abollonado de la superficie. Por esta razón, se fija el límite superior del contenido de aluminio en 3,0%. El contenido de aluminio puede ser preferiblemente de 0,1 a 2,9%, más preferiblemente de 0,15 a 2,9%.

En la presente invención, se fija el contenido de (aluminio + silicio) en 0,5% o más. El contenido de (aluminio + silicio) puede ser preferiblemente 0,5 a 4%, más preferiblemente 0,51 a 3,5%.

N

El nitrógeno puede formar un nitruro de grano grueso que deteriora la flexibilidad o la expansibilidad de los huecos y, por lo tanto, se debe mantener baja la cantidad añadida de nitrógeno. Si el contenido de nitrógeno excede de 0,01%, la tendencia antes mencionada puede ser notable y, por lo tanto, se fija el contenido de nitrógeno en 0,01% o menos. El nitrógeno puede ser una causa de la formación de poros durante el soldeo y, en consecuencia, el contenido de nitrógeno debe ser bajo. El contenido de nitrógeno puede ser 0,005% o menos, más preferiblemente 0,004% o menos. Aunque el efecto de la presente invención se puede conseguir sin especificar particularmente el límite inferior, un contenido de nitrógeno menor que 0,0005% puede implicar un gran incremento del coste de producción y, por lo tanto, este valor puede ser sustancialmente el límite inferior.

Mo

El molibdeno puede ser un elemento que forma aleaciones y puede ser importante para aumentar la templabilidad. Sin embargo, si su contenido es menor que 0,02%, no se pueden conseguir estos efectos y, por lo tanto, se especifica un límite inferior de 0,02%. Por el contrario, un contenido de este elemento superior al 0,5% puede afectar negativamente a la aptitud de fabricación durante la producción y laminación en caliente y, por lo tanto, se especifica un límite superior de 0,5%.

Nb

El niobio puede ser un elemento que forma aleaciones y puede contribuir a incrementar la resistencia de la chapa de acero por intensificación de la resistencia por precipitación, intensificación de la resistencia de los granos por eliminación de los granos cristalinos de ferrita e intensificación de la formación de dislocaciones por eliminación de la recristalización. Si la cantidad añadida de este elemento es menor que 0,01%, no se pueden obtener estos efectos y, por lo tanto, se especifica un límite inferior de 0,01%. Si este elemento está contenido más de 0,1%, se puede incrementar la cantidad de nitruro de carbono precipitado, lo cual deteriora la aptitud de conformación y, por lo tanto, se especifica un límite superior de 0,1%.

Ti

El titanio puede ser un elemento que forma aleaciones y puede contribuir a incrementar la resistencia de la chapa de acero por intensificación de la resistencia por precipitación, intensificación de la resistencia de los granos por eliminación de los granos cristalinos de ferrita e intensificación de la formación de dislocaciones por eliminación de la recristalización. Si la cantidad añadida de este elemento es menor que 0,01%, no se pueden obtener estos efectos y, por lo tanto, se especifica un límite inferior de 0,01%. Si este elemento está contenido más de 0,2%, se puede incrementar la cantidad de nitruro de carbono precipitado, lo cual deteriora la aptitud de conformación y, por lo tanto, se especifica un límite superior de 0,2%.

V

El vanadio puede ser un elemento que forma aleaciones y puede contribuir a incrementar la resistencia de la chapa de acero por intensificación de la resistencia por precipitación, intensificación de la resistencia de los granos por eliminación de los granos cristalinos de ferrita e intensificación de la formación de dislocaciones por eliminación de la recristalización. Si la cantidad añadida de este elemento es menor que 0,005%, no se pueden obtener estos efectos

y, por lo tanto, se especifica un límite inferior de 0,005%. Si este elemento está contenido más de 0,1%, se puede incrementar la cantidad de nitruro de carbono precipitado, lo cual deteriora la aptitud de conformación y, por lo tanto, se especifica un límite superior de 0,1%. El contenido de vanadio puede ser preferiblemente de 0,005 a 0,4%, más preferiblemente de 0,005 a 0,3%.

5 Cr

El cromo puede ser un elemento que forma aleaciones y, al mismo tiempo, puede ser importante para aumentar la templabilidad. Sin embargo, si su contenido es menor que 0,1%, no se pueden obtener estos efectos y, por lo tanto, se especifica un límite inferior de 0,1%. Por el contrario, un contenido de este elemento superior a 2,0% puede afectar negativamente a la aptitud de fabricación durante la producción y laminación en caliente y, por lo tanto, se especifica un límite superior de 2,0%.

10

Se puede añadir un miembro o dos o más miembros seleccionados de calcio, magnesio y REM en una cantidad total de 0,0005 a 0,04%. El calcio, magnesio y REM pueden ser elementos usados para la desoxidación y puede ser preferible contener un miembro o dos o más miembros de estos elementos en una cantidad total de 0,0005% o más. En esta memoria, REM significa un metal de las tierras raras. Sin embargo, si la cantidad de calcio, magnesio y REM excede de 0,05%, se puede originar degradación de la aptitud de conformación. Por esta razón, se fija el contenido total de estos elementos en 0,0005 a 0,05%.

15

A propósito, en la presente invención, en muchos casos se puede añadir REM en forma de *mischmetal* (mezcla de metales de las tierras raras) y se puede dar el caso de que, además de lantano y cerio, esté contenida una combinación de elementos de la serie de los lantánidos. Aunque dichos elementos de la serie de los lantánidos distintos del lantano y cerio estén contenidos como impurezas inevitables, se pueden conseguir los efectos de acuerdo con la presente invención. A este respecto, también se pueden conseguir los efectos de acuerdo con la presente invención cuando se añadan lantano y cerio metálicos.

20

Cu

El cobre puede ser un elemento que forma aleaciones y, al mismo tiempo, puede ser importante para aumentar la templabilidad. Además, el cobre puede aumentar la humectabilidad de metal fundido o promover una reacción de formación de una aleación y, por lo tanto, se debe añadir. Sin embargo, si su contenido es menor que 0,04%, no se pueden conseguir estos efectos y, por lo tanto, se especifica un límite inferior de 0,04%. Por el contrario, un contenido de este elemento superior a 2,0% puede afectar negativamente a la aptitud de fabricación durante la producción y laminación en caliente y, por lo tanto, se especifica un límite superior de 2,0%.

25

30 Ni

El níquel puede ser un elemento que forma aleaciones y, al mismo tiempo, puede ser importante para aumentar la templabilidad. Además, el cobre puede aumentar la humectabilidad de metal fundido o promover una reacción de formación de una aleación y, por lo tanto, se debe añadir. Sin embargo, si su contenido es menor que 0,02%, no se pueden conseguir estos efectos y, por lo tanto, se especifica un límite inferior de 0,02%. Por el contrario, un contenido de este elemento superior a 1% puede afectar negativamente a la aptitud de fabricación durante la producción y laminación en caliente y, por lo tanto, se especifica un límite superior de 1,0%.

35

B

La adición de boro en una cantidad de 0,0003% o más puede ser eficaz para reforzar el contorno de los granos o incrementar la resistencia del material de acero, pero si la cantidad añadida excede de 0,07%, no sólo se puede saturar el efecto sino que también se puede reducir la aptitud de fabricación y, por lo tanto, se especifica un límite superior de 0,07%.

40

A continuación se describe la estructura del material de acero.

En la chapa de acero de acuerdo con la presente invención, como fase principal se usa ferrita y se dispersa en ella austenita retenida en una fracción volumétrica de 8% o más con lo que se asegura una resistencia a la tracción de 980 MPa o más. En consecuencia, la chapa de acero debe contener austenita retenida. Como forma de ferrita, se puede incorporar ferrita acicular en lugar de ferrita poligonal. La razón de usar ferrita como fase principal puede ser porque formando de ferrita rica en ductilidad la fase principal se puede aumentar la ductilidad. Si el contenido de la fase de ferrita como fase principal es menor que 40%, no se puede asegurar suficiente ductilidad y la chapa de acero puede no ser conveniente para uso práctico. Por esta razón, se fija la fracción volumétrica de ferrita en la fase principal en 40% o más.

45

50

La austenita retenida está contenida como segunda fase con lo que se incrementa la resistencia y, al mismo tiempo, se puede conseguir más aumento de la ductilidad. Si la fracción volumétrica de austenita retenida es menor que 8%, apenas se puede obtener el efecto antes citado y, por lo tanto, se especifica un límite inferior menor que 8%. La razón por la que se fija el límite superior en 60% o menos es porque si su fracción volumétrica excede de 60%, la fracción volumétrica de la fase de ferrita como fase principal puede llegar a ser menor que 40% y no se asegura

55

suficiente ductilidad. La estructura de bainita se puede utilizar para la estabilización de la austenita retenida y, por lo tanto, debe estar contenida inevitablemente. Para incrementar más la resistencia, puede estar contenida martensita.

Con respecto a las fases antes descritas de la microestructura (ferrita, martensita, bainita, austenita, perlita y componentes restantes de la estructura), la identificación, observación de la posición existente y medición de la relación entre dimensiones se pueden realizar usando el reactivo *Nital* (*Nital* = solución de ácido nítrico y alcohol) y un reactivo descrito en el documento JP-A número 59-219473 para decapar la chapa de acero en la sección transversal a la dirección de laminación o en la sección transversal en la dirección perpendicular a la dirección de laminación y realizando una determinación cuantitativa por observación con un microscopio óptico a un aumento de 1.000 a 100.000. Después de observar 20 o más campos visuales para cada observación, la relación de las superficies de cada estructura puede ser determinada por un método de recuento de puntos o de análisis de imágenes.

A continuación se describe el proceso de producción de la chapa de acero de alta resistencia, galvanizada por inmersión en caliente y con excelente adherencia del recubrimiento, de acuerdo con la presente invención.

Después de la colada continua, se puede someter un planchón a un proceso normal de laminación en caliente.

Por ejemplo, después de la colada continua se fragua un planchón a 1.100°C o más, directamente o por recalentamiento. A una temperatura menor que la antes citada, se puede producir una homogeneización insuficiente que origina una reducción de la resistencia y flexibilidad en V.

Posteriormente, se lamina en caliente el planchón a una temperatura de acabado de 850 a 970°C. Si la temperatura de acabado es menor que 850°C, la laminación puede ser laminación de la región de dos fases ($\alpha+\gamma$) y se puede deteriorar la aptitud de laminación, mientras que si la temperatura de acabado excede de 970°C, se puede ensanchar el tamaño de los granos de austenita y la fracción de la fase de ferrita puede llegar a ser pequeña, dando lugar a una reducción de la ductilidad.

Después, se enfría el planchón a una temperatura de 650°C o menos a una velocidad media de enfriamiento de 200°C/s y se recoge a una temperatura de 650°C o menos. Si la velocidad de enfriamiento es menor que la antes citada o la temperatura de recogida excede de la temperatura antes citada, se puede producir una fase de perlita que deteriora significativamente la flexibilidad. Si la velocidad media de enfriamiento excede de 200°C/s, se puede saturar el efecto de eliminar la perlita y la temperatura del punto final de enfriamiento puede variar significativamente haciendo difícil asegurar una calidad estable del material. Por esta razón, se fija la velocidad de enfriamiento en 200°C/s o menos.

Después del decapado, se puede someter el material de la muestra a laminación en caliente a una reducción de 40% o más. Si la reducción de laminación es menor, se puede evitar la recristalización o transformación inversa durante el recocido originándose reducción del alargamiento.

La temperatura máxima durante el recocido se fija en 700 a 900°C. Si la temperatura máxima es menor que 700°C, se puede retrasar la recristalización de la fase de ferrita durante el recocido que causa una reducción del alargamiento. Por otro lado, a una temperatura superior a la temperatura antes citada, se puede incrementar la fracción de martensita originándose deterioro del alargamiento.

Para congelar la estructura y conseguir eficazmente la transformación de la bainita después de un tratamiento de homogeneización en la etapa de recocido, preferiblemente la velocidad de enfriamiento debe ser mayor. A este respecto, si la velocidad de enfriamiento es menor que 0,1°C/s, no se puede controlar la transformación mientras que si la velocidad de enfriamiento excede de 200°C/s, se puede saturar el efecto y, además, se puede deteriorar significativamente la aptitud de controlar la temperatura del punto final de enfriamiento, que es el factor más importante para la producción de austenita retenida. Por esta razón, la velocidad de enfriamiento después del recocido debe ser preferiblemente de 0,1 a 200°C/s como media. La velocidad de enfriamiento debe ser, como media, más preferiblemente de 1,2 a 14°C/s, aún más preferiblemente de 1,8 a 11°C/s.

La temperatura del punto final de enfriamiento y posterior mantenimiento o salida del enfriamiento puede ser una técnica importante para controlar la producción de bainita y determinar la concentración de carbono en la austenita retenida. Si la temperatura del punto final de enfriamiento es menor que 350°C, se puede producir una cantidad grande de martensita, incrementándose excesivamente la resistencia del acero y, además, puede ser difícil retener la austenita y, como resultado, se puede deteriorar el alargamiento en una extensión extremadamente grande. Por otro lado, si la temperatura del punto final de enfriamiento excede de 550°C, se puede retrasar la transformación de la bainita y, además, se puede producir cementita durante el mantenimiento o salida del enfriamiento, disminuyéndose el enriquecimiento de carbono en la austenita retenida. Por esta razón, la temperatura del final del enfriamiento y la temperatura de mantenimiento o salida del enfriamiento, en las que se puede producir austenita retenida que tiene una concentración alta de carbono en una cantidad de 8% o más, deben ser preferiblemente de 350 a 550°C.

El tiempo de mantenimiento o de salida del enfriamiento debe ser preferiblemente mayor dado el enriquecimiento de carbono en la austenita retenida. Si el tiempo es menor que 1 segundo, no se produce suficientemente

transformación de bainita y se puede originar un enriquecimiento inadecuado de carbono. Por otro lado, si el tiempo excede de 1.000 segundos, se puede producir cementita en la fase de austenita y, a su vez, es probable que disminuya la concentración de carbono. Por esta razón, puede ser preferible fijar la temperatura de mantenimiento de salida del enfriamiento en 1 a 1.000 segundos. El tiempo de mantenimiento o de salida del enfriamiento puede ser preferiblemente de 110 a 800 segundos, más preferiblemente de 110 a 800 segundos, más preferiblemente de 150 a 400 segundos.

El esfuerzo residual de deformación en la fase de austenita y la relación entre dimensiones de los granos de austenita retenida se pueden controlar controlando el diámetro del rodillo, tensión y número de pasadas en flexión repetida durante el mantenimiento (durante un tratamiento de hipermaduración), pero cuando el tiempo del tratamiento de hipermaduración se fija en 350 a 550°C, se deben satisfacer todos los siguientes requisitos. El diámetro del rodillo debe ser preferiblemente menor para impartir un esfuerzo determinado. Sin embargo, si el diámetro del rodillo es 50 mm o menos, puede disminuir la rigidez del rodillo y no se puede impartir un esfuerzo estable. Por otro lado, si el diámetro del rodillo excede de 2.000 mm, se puede incrementar el área de la superficie de contacto haciendo imposible impartir localmente un esfuerzo de deformación grande. Por esta razón, el diámetro del rodillo debe ser preferiblemente de 50 a 2.000 mm. El límite inferior puede ser más preferiblemente 350 mm o más y el límite superior puede ser preferiblemente 1.000 mm o menos.

También, se puede ajustar la tensión por el esfuerzo medio longitudinal de deformación, que es el valor obtenido dividiendo la tensión por el área de la sección transversal de la chapa (espesor de la chapa x ancho de la chapa) y puede ser un factor importante para determinar la relación entre dimensiones en la dirección longitudinal, pero si la resistencia a la tracción de la chapa de acero cuando se haya fijado la temperatura de hipermaduración en 350 a 550°C excede de 50%, se puede incrementar el riesgo de fractura. Como la resistencia de chapa de acero de 980 MPa a 350°C puede ser aproximadamente 100 MPa, la tensión (esfuerzo medio longitudinal de deformación) puede ser convenientemente 50 MPa o menos. Esta tensión (esfuerzo medio longitudinal de deformación) debe ser preferiblemente 45 MPa o menos, más preferiblemente 40 MPa o menos. El límite inferior no está especificado específicamente pero, considerando la aptitud de pasadas de la chapa de acero, particularmente la sinuosidad, la tensión puede ser preferiblemente 2 MPa o más, más preferiblemente 10 MPa o más.

En cuanto al número de pasadas, un número mayor de pasadas puede incrementar que se produzca flexión/no flexión y facilitar el control del esfuerzo residual de deformación, pero el efecto puede ser pequeño con una pasada. Por esta razón, usualmente se prefieren 2 pasadas o más. El número de pasadas debe ser preferiblemente 6 pasadas o menos, más preferiblemente 5 pasadas o menos.

Después, se sumerge la chapa de acero en un baño de galvanizado por inmersión en caliente. En la técnica de la presente invención, el tratamiento de formación de una aleación se realiza después de la inmersión. En este tiempo, el tratamiento de formación de una aleación se realiza a una temperatura de 470 a 580°C. A una temperatura menor que este intervalo, la formación de la aleación puede ser insuficiente mientras que a una temperatura que exceda del intervalo antes citado, se puede producir formación excesiva de aleación y se puede deteriorar significativamente la resistencia a la corrosión.

Ejemplos

A continuación se describe con más detalle la presente invención haciendo referencia a ejemplos.

Se produjo un acero que tenía la composición mostrada en la tabla 1, se enfrió/solidificó y después se volvió a calentar a 1.200°C, se sometió a laminación de acabado a 880°C, se enfrió, se enfrió aún más a 550°C a una velocidad media de enfriamiento de 60°C/s y se recogió a la temperatura mostrada en la tabla 2. Después, la chapa laminada en caliente resultante se sometió a laminación en frío con una reducción de 50% y se recoció bajo las condiciones mostradas en la tabla 2.

Asumiendo los efectos del diámetro del rodillo, tensión y número de pasadas en flexión repetida durante un tratamiento de hipermaduración en una línea real de producción, se dio una pluralidad de diferentes curvaturas, tensiones y números ocurrencias durante la hipermaduración del tratamiento de recocido y se evaluó el efecto sobre el esfuerzo residual de deformación.

[Tabla 1]

No. de muestra de acero	C	Si	Mn	O	P	S	N	Al	Al+Si	Otros
1	0.12	0.25	2.7	0.005	0.01	0.002	0.004	0.25	0.50	-
2	0.1	0.25	2.4	0.003	0.012	0.003	0.0033	0.28	0.53	-
3	0.12	0.45	1.62	0.001	0.011	0.004	0.0043	2.78	3.23	Cr: 1.26
4	0.15	0.02	2.5	0.001	0.013	0.004	0.0022	1.63	1.65	Ce: 0.01, La: 0.002, V: 0.4
5	0.35	0.30	1.6	0.002	0.012	0.01	0.0022	1.84	2.14	-
6	0.27	0.10	2.45	0.004	0.01	0.0013	0.0024	2.53	2.63	Mg: 0.0008
7	0.32	0.28	2.5	0.004	0.02	0.0023	0.0029	0.22	0.50	Ca: 0.008
8	0.38	0.27	2.4	0.001	0.01	0.0014	0.0034	2.51	2.78	-
9	0.15	0.25	1.9	0.005	0.02	0.002	0.0041	1.86	2.11	Ti: 0.01
10	0.19	0.23	1.7	0.003	0.03	0.001	0.002	1.47	1.71	B: 0.001
11	0.18	0.22	1.8	0.002	0.02	0.002	0.0024	2.88	3.10	Mo: 0.1
12	0.2	0.30	2.6	0.002	0.03	0.001	0.0033	0.26	0.56	Cr: 0.8
13	0.194	0.28	2.5	0.002	0.013	0.0015	0.0012	0.23	0.52	Nb: 0.051
14	0.21	0.25	2.4	0.002	0.006	0.0042	0.0043	0.59	0.84	Ti: 0.056, B: 0.0053
15	0.19	0.30	1.82	0.002	0.011	0.0032	0.0027	0.69	0.99	Mo: 0.33
16	0.7	0.40	2.3	0.002	0.013	0.0047	0.0039	0.42	0.82	-
17	0.22	0.57	2.5	0.004	0.014	0.0037	0.0015	0.47	1.04	-
18	0.1	0.33	3.5	0.004	0.014	0.0049	0.0012	2.21	2.54	Ca: 0.015
19	0.12	0.32	2.5	0.01	0.13	0.033	0.001	2.50	2.82	-
20	0.14	0.37	2.4	0.002	0.08	0.0015	0.005	2.90	3.27	-
21	0.19	0.33	2.8	0.002	0.011	0.06	0.001	0.51	0.85	-
22	0.28	0.23	2.8	0.001	0.001	0.0015	0.021	0.52	0.76	Mg: 0.0007
23	0.19	0.29	2.64	0.004	0.08	0.0015	0.005	13.95	14.24	Ca: 0.003
24	0.35	0.02	2.4	0.003	0.08	0.0015	0.005	0.12	0.14	-

5 Después, se sumergieron las chapas de acero resultantes en un baño de galvanizado controlado a condiciones predeterminadas y se enfriaron a temperatura ambiente. En este tiempo, se fijó la concentración eficaz de aluminio en 0,09 a 0,17% en masa. En cuanto a algunas de estas chapas de acero, se sumergieron en un baño de galvanizado, se sometieron a cada uno de los tratamientos de formación de aleaciones bajo una condición predeterminada y se enfriaron a temperatura ambiente. Finalmente, la chapa de acero así obtenida se sometió a una laminación final de endurecimiento superficial con una reducción de espesor de 0,4%.

En la tabla 2 se muestran las condiciones del tratamiento térmico y del tratamiento de laminación.

10 Las propiedades de tracción se evaluaron tirando de una muestra de ensayo en la dirección C en un medidor de tracción JIS número 5. En cuanto a la identificación de la estructura, observación de la posición existente y mediciones del tamaño medio de los granos (diámetro medio del círculo equivalente) y ocupación, se decapó con reactivo *Nital* la chapa de acero en una sección transversal en la dirección de laminación o en una sección transversal perpendicular a la dirección de laminación y se determinó cuantitativamente por observación con un microscopio óptico a aumentos de 500 a 1.000.

15 En cuanto a la propiedad de flexibilidad en V, se realizó un ensayo de acuerdo con JIS Z 2248 y después de realizar el ensayo para un radio del punzón de perforación de 0,5, 1 y 2 mm, se observó la chapa de acero a simple vista y se juzgó como sigue:

A: sin grietas

B: unas pocas grietas (se generó una pluralidad de grietas en la superficie exterior de la flexión)

C: se formaron grietas

20

[Tabla 2]

Ensayo No.	No. muestra de acero	Temperatura de recogida [°C]	Reducción de la laminación en frío [%]	Temperatura del recocido [°C]	Temperatura de enfriamiento temporal [°C]	Velocidad de enfriamiento primario [°C/s]	Observaciones
a	1	500	50	950	678	1.2	Acero de la invención
b	2	690	55	830	690	1.9	Acero de la invención
c	3	550	57	840	735	3.4	Acero de la invención
d	4	400	49	740	740	1.8	Acero de la invención
e	5	400	69	810	719	2.9	Acero de la invención
f	6	500	48	800	684	13.5	Acero de la invención
g	7	600	49	830	699	10.8	Acero de la invención
h	8	550	50	850	705	16.4	Acero de la invención
i	9	630	50	840	695	2.5	Acero de la invención
j	10	620	50	750	740	2.4	Acero de la invención
k	11	660	45	760	705	1.9	Acero de la invención
l	12	550	60	800	710	10.9	Acero de la invención
m	13	530	50	840	730	5.4	Acero de la invención
n	14	560	50	850	700	8.2	Acero de la invención
o	15	600	50	860	720	6.2	Acero de la invención
p	16	500	60	810	729	1.9	Acero comparativo
q	17	600	50	810	658	1.8	Acero comparativo
r	18	650	50	840	690	2.5	Acero comparativo
s	19	600	50	850	688	2.7	Acero comparativo
t	20	610	50	850	678	3.4	Acero comparativo
u	21	540	50	850	699	1.6	Acero comparativo
v	22	680	50	850	725	2.7	Acero comparativo
w	23	350	50	850	734	10.9	Acero comparativo
x	24	390	50	850	719	11.3	Acero comparativo
aa	4	500	50	850	746	11.4	Acero comparativo
ab	4	500	90	850	720	12.5	Acero comparativo
ac	4	500	50	850	670	10.7	Acero comparativo
ad	4	500	50	850	600	1.5	Acero comparativo
ae	4	500	50	850	740	38.1	Acero comparativo
af	4	500	50	850	740	1.8	Acero comparativo

[Tabla 2 (continuación)]

Ensayo No.	Temperatura de martencimiento de 350 a 550 [°C]	Condiciones de flexión repetida durante el martencimiento					Número de flexiones producidas	Tratamiento de laminación	Ferrita [%]	Austenita retenida [%]	Martensita [%]	Observaciones
		R de flexión [nm]	Esfuerzo medio longitudinal de deformación [MPa]									
a	150	900	35			5	GI	52	10	3	Acero de la invención	
b	180	800	25			4	GI	53	9	2	Acero de la invención	
c	170	400	35			5	GA	56	11	3	Acero de la invención	
d	120	1200	23			6	GA	55	12	2	Acero de la invención	
e	190	1400	35			3	GI	52	9	3	Acero de la invención	
f	400	1300	70			4	GI	55	8	4	Acero de la invención	
g	300	900	30			5	GI	53	10	5	Acero de la invención	
h	260	700	30			5	GA	50	12	6	Acero de la invención	
i	180	100	15			4	GA	55	14	1	Acero de la invención	
j	190	200	35			4	GA	52	15	3	Acero de la invención	
k	250	1300	45			1	GA	49	11	3	Acero de la invención	
l	280	2600	50			6	GA	47	10	4	Acero de la invención	
m	800	1200	50			6	GA	45	10	5	Acero de la invención	
n	260	1400	40			5	GA	50	9	2	Acero de la invención	
o	300	400	35			3	GA	52	12	5	Acero de la invención	
p	120	1500	10			1	GI	33	0	25	Acero comparativo	
q	130	1400	30			1	GA	53	4	4	Acero comparativo	
r	250	1300	12			6	GI	29	3	21	Acero comparativo	
s	270	900	10			8	GA	20	10	20	Acero comparativo	
t	340	800	32			5	GI	37	4	2	Acero comparativo	
u	370	300	23			4	GA	35	2	12	Acero comparativo	
v	400	1500	15			1	GI	39	2	22	Acero comparativo	
w	250	2600	4			6	GA	45	10	3	Acero comparativo	
x	260	2700	65			6	GI	43	11	1	Acero comparativo	
aa	160	900	22			2	GI	40	9	2	Acero comparativo	
ab	145	800	20			3	GA	44	12	2	Acero comparativo	
ac	178	450	40			1	GI	49	11	3	Acero comparativo	
ad	162	500	15			5	GA	51	8	4	Acero comparativo	
ae	250	1600	10			1	GI	52	12	2	Acero comparativo	
af	90	500	35			1	GA	55	5	2	Acero comparativo	

[Tabla 2 (continuación)]

Ensayo No.	Bainita [%]	Perlita [%]	TS [MPa]	EL [%]	λ [% λ]	TS \times EL	TS $\times\lambda$	Concentración media de C en y retenida	Tamaño medio de granos de y retenida [μ m.]	Esfuerzo residual y retenida (media) Mpa	Observaciones
a	26	9	987	20	59	19740	58233	0.8	8	-110	Acero de la invención
b	34	2	1168	19	48	22192	56064	0.9	10	-80	Acero de la invención
c	21	9	1186	18	49	21348	58114	1.2	7	85	Acero de la invención
d	22	9	1239	20	45	24780	55755	1.1	7	-250	Acero de la invención
e	29	7	1379	13	30	17927	41370	0.7	8	-20	Acero de la invención
f	20	13	1480	12	32	17760	47360	0.8	7	50	Acero de la invención
g	22	10	1021	24	51	24504	52071	0.9	8	8	Acero de la invención
h	10	22	1450	12	31	17400	44950	1.1	6	-200	Acero de la invención
i	24	6	1185	17	45	20145	53325	1	8	-350	Acero de la invención
j	30	0	1205	16	46	19280	55430	0.9	9	-220	Acero de la invención
k	21	16	989	23	50	22747	49450	0.8	9	-50	Acero de la invención
l	32	7	1201	17	35	20417	42035	0.7	9	-75	Acero de la invención
m	28	12	1186	19	39	22534	46254	1.2	9	55	Acero de la invención
n	22	17	1208	17	34	20536	41072	1.1	10	-27	Acero de la invención
o	23	8	1226	16	32	19616	39232	0.9	8	-80	Acero de la invención
p	21	21	1550	5	18	7750	27900	0	20	120	Acero comparativo
q	27	12	1264	10	15	12640	18960	0.5	12	150	Acero comparativo
r	22	25	1197	12	13	14364	15561	0.6	13	280	Acero comparativo
s	39	11	1201	10	8	12010	9608	0.65	14	-430	Acero comparativo
t	28	29	1259	11	7	13849	8813	0.34	14	-250	Acero comparativo
u	34	17	925	15	10	13875	9250	1.6	15	-467	Acero comparativo
v	22	15	945	11	19	10395	17955	1.9	16	-370	Acero comparativo
w	20	22	884	10	29	8840	25636	2	20	230	Acero comparativo
x	23	22	1387	7	27	9709	37449	2.2	19	-450	Acero comparativo
aa	29	20	1184	17	25	20128	29600	2.2	12	300	Acero comparativo
ab	35	7	584	39	50	22776	29200	2.7	19	198	Acero comparativo
ac	29	8	1480	12	45	17760	66600	2.53	18	-430	Acero comparativo
ad	28	9	785	35	39	27475	30615	0.4	19	-390	Acero comparativo
ae	30	4	1280	11	40	14080	51200	0.5	19	300	Acero comparativo
af	22	16	1320	6	30	7920	39600	0.6	15	130	Acero comparativo

[Tabla 2 (continuación)]

Ensayo No.	Porcentaje (%) de γ retenida que tiene esfuerzo residual que satisface la fórmula (1)	Relación entre dimensiones	Flexibilidad en V			Observaciones
			Flexión R: 2.0	Flexión R: 1.0	Flexión R: 0.5	
a	70	0.77	A	A	A	Acero de la invención
b	85	0.75	A	A	A	Acero de la invención
c	64	0.85	A	A	A	Acero de la invención
d	66	0.92	A	A	A	Acero de la invención
e	75	0.88	A	A	A	Acero de la invención
f	93	0.79	A	A	A	Acero de la invención
g	95	0.69	A	A	A	Acero de la invención
h	65	0.71	A	A	A	Acero de la invención
i	51	0.59	A	A	A	Acero de la invención
j	77	0.79	A	A	A	Acero de la invención
k	91	0.84	A	A	A	Acero de la invención
l	91	0.92	A	A	A	Acero de la invención
m	56	0.9	A	A	A	Acero de la invención
n	66	0.88	A	A	A	Acero de la invención
o	81	0.72	A	A	A	Acero de la invención
p	31	0	A	B	C	Acero comparativo
q	48	0.43	A	A	B	Acero comparativo
r	21	0.44	A	B	C	Acero comparativo
s	15	0.32	A	A	B	Acero comparativo
t	35	0.98	B	C	C	Acero comparativo
u	15	0.97	B	C	C	Acero comparativo
v	25	0.99	A	A	C	Acero comparativo
w	39	0.45	A	A	B	Acero comparativo
x	10	0.35	A	A	C	Acero comparativo
aa	29	0.12	B	B	C	Acero comparativo
ab	49	0.44	A	B	C	Acero comparativo
ac	33	0.98	A	A	B	Acero comparativo
ad	44	0.96	A	A	B	Acero comparativo
ae	43	0.95	A	C	C	Acero comparativo
af	43	0.96	A	B	C	Acero comparativo

5 El método para medir el porcentaje de austenita retenida se realizó en una superficie formada limpiando químicamente hasta $\frac{1}{4}$ del espesor de la capa superficial de la chapa del material de muestra y se determinó cuantitativamente la austenita retenida a partir de las intensidades integradas de los planos (200) y (211) de ferrita y de las intensidades integradas de los planos (200), (220) y (311) de austenita, que se midieron con un rayo MoK α monocromatizado.

10 El método para medir el esfuerzo residual de deformación (σ_R) de la fase de austenita retenida se realizó en una superficie formada limpiando químicamente hasta un espesor $\frac{1}{4}$ del espesor de la capa superficial de la chapa del material de muestra y se determinó la media de 10 puntos usando un difractor de rayos X de alta resolución. El difractor de rayos X de alta resolución usado en este ensayo fue D8 DISCOVER Hybrid Super Speed Solution fabricado por Bruker AXS K.K. Usando el esfuerzo de deformación (ϵ_R) determinado a partir de la distribución de espacios de los planos de difracción registrada por el difractor y el módulo de Young E del material de acero, se puede obtener el esfuerzo residual de deformación (σ_R) mediante la siguiente fórmula (2):

$$\sigma_R = \epsilon_R \times E \quad (2)$$

15 Los ensayos números "a" a "o" son ejemplos de la presente invención, en los que se cumplieron todas las propiedades y se obtuvo una chapa de acero que tenía las propiedades deseadas. Por otro lado, en los ensayos números "p" a "af" en los que el componente o el proceso de producción están fuera del alcance de la presente invención, falló una cualquiera de las propiedades.

Aplicabilidad industrial

20 De acuerdo con la presente invención, se puede proporcionar una chapa de acero de alta resistencia, galvanizada por inmersión en caliente, de alargamiento y flexibilidad en V excelentes. La producción de la chapa de acero de alta resistencia, galvanizada por inmersión en caliente, puede ser relativamente fácil y se puede realizar de modo estable. Por lo tanto, la chapa de acero de alta resistencia, galvanizada por inmersión en caliente, de acuerdo con la presente invención puede ser particularmente óptima como chapa de acero para automóviles consiguiendo una reducción de peso en los últimos años y su valor industrial puede ser notablemente alto.

25

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente, que es una chapa de acero que comprende (% en masa):

- C de 0,10 a 0,4%
- 5 Si de 0,01 a 0,5%
- Mn de 1,0 a 3,0%
- O de 0,006% o menos
- P de 0,04% o menos
- S de 0,01% o menos
- 10 Al de 0,1 a 3,0%
- N de 0,01% o menos
- Si +Al ≥ 0,5%

y opcionalmente un miembro o dos o más miembros (% en masa) de:

- Mo de 0,02 a 0,5%
- 15 Nb de 0,01 a 0,10%
- Ti de 0,01 a 0,20%
- V de 0,005 a 0,10%
- Cr de 0,1 a 2,0%
- Ca de 0,0005 a 0,05%
- 20 Mg de 0,0005 a 0,05%
- REM de 0,0005 a 0,05%
- Cu de 0,04 a 2,0%
- Ni de 0,02 a 1,0%
- B de 0,0003 a 0,007

25 siendo el resto Fe e impurezas inevitables,

en la que la chapa de acero es una chapa de acero de alta resistencia, galvanizada por inmersión en caliente, que comprende como fase principal, expresado como fracción volumétrica, 40% o más de ferrita y 8 a 60% de austenita retenida, y el resto de la estructura está compuesto de un miembro cualquiera o dos o más miembros de bainita, martensita y perlita,

30 en la que, en cuanto a la austenita, granos de austenita que tienen un esfuerzo residual medio de deformación σ_R que satisface la fórmula (1) suponen 50% o más:

$$-400 \text{ MPa} \leq \sigma_R \leq 200 \text{ MPa} \quad (1)$$

y en la que la chapa de acero tiene, en su superficie, una capa galvanizada en caliente que comprende Fe en una cantidad menor que 7% en masa, siendo el resto Zn, Al e impurezas inevitables.

35 2. La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la reivindicación 1, en la que el tamaño medio de partículas de la austenita es 10 μm o menos, la concentración media de C en la austenita es de 0,7% o más a 1,5% o menos (expresada como % en masa).

3. La chapa de acero galvanizada en caliente de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en la que la relación entre dimensiones con respecto a la dirección de laminación de los granos de austenita es de 0,5 a 0,95.

40 4. La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en la que la chapa de acero comprende además un miembro o dos o más miembros (% en masa) de:

	Mo	de 0,02 a 0,5%
	Nb	de 0,01 a 0,10%
	Ti	de 0,01 a 0,20%
	V	de 0,005 a 0,10%
5	Cr	de 0,1 a 2,0%
	Ca	de 0,0005 a 0,05%
	Mg	de 0,0005 a 0,05%
	REM	de 0,0005 a 0,05%
	Cu	de 0,04 a 2,0%
10	Ni	de 0,02 a 1,0%
	B	de 0,0003 a 0,007.

5. Un proceso para producir una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente, que comprende someter un material de acero que comprende (% en masa):

	C	de 0,10 a 0,4%
15	Si	de 0,01 a 0,5%
	Mn	de 1,0 a 3,0%
	O	de 0,006% o menos
	P	de 0,04% o menos
	S	de 0,01% o menos
20	Al	de 0,1 a 3,0%
	N	de 0,01% o menos
	Si +Al \geq 0,5%	

y opcionalmente un miembro o dos o más miembros (% en masa) de:

	Mo	de 0,02 a 0,5%
25	Nb	de 0,01 a 0,10%
	Ti	de 0,01 a 0,20%
	V	de 0,005 a 0,10%
	Cr	de 0,1 a 2,0%
	Ca	de 0,0005 a 0,05%
30	Mg	de 0,0005 a 0,05%
	REM	de 0,0005 a 0,05%
	Cu	de 0,04 a 2,0%
	Ni	de 0,02 a 1,0%
	B	de 0,0003 a 0,007

35 siendo el resto Fe e impurezas inevitables, a un tratamiento de laminación en caliente a una temperatura del planchón laminado en caliente de 1.100°C o más y a una temperatura de acabado de 850 a 970°C, enfriar la chapa de acero después de la laminación en caliente a una temperatura de 650°C o menos a una velocidad media de enfriamiento de 200°C/s, y recogerla a una temperatura de 650°C o menos,

ES 2 645 994 T3

laminar en frío la chapa de acero a una relación de reducción de laminación de 40% o más,

recocer la chapa de acero fijando la temperatura máxima durante el recocido en 700 a 900°C, enfriar la chapa de acero a una temperatura en la región de 350 a 550°C a una velocidad media de enfriamiento de 0,1 a 200°C/s, y mantenerla después en la región de temperatura durante 1 a 1.000 segundos, y

5 sumergir la chapa de acero, después de mantenerla en la región de temperatura, en un baño de galvanizado y, después del tratamiento de recubrimiento, aplicar un tratamiento de formación de aleaciones a una temperatura de 470 a 580°C,

10 en el que en el tiempo de mantenimiento de la chapa de acero en la región de temperatura de 350 a 550°C, la chapa de acero se flexiona repetidamente usando un rodillo que tiene un diámetro de 50 a 2.000 mm para impartir así a la chapa de acero un esfuerzo de deformación, y

el esfuerzo medio longitudinal de deformación aplicado a la chapa de acero durante la flexión repetida es de 2 a 50 MPa.

6. El proceso para producir una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la reivindicación 5, en el que el número de pasadas durante la flexión repetida es de 2 a 6.

15

Fig.1

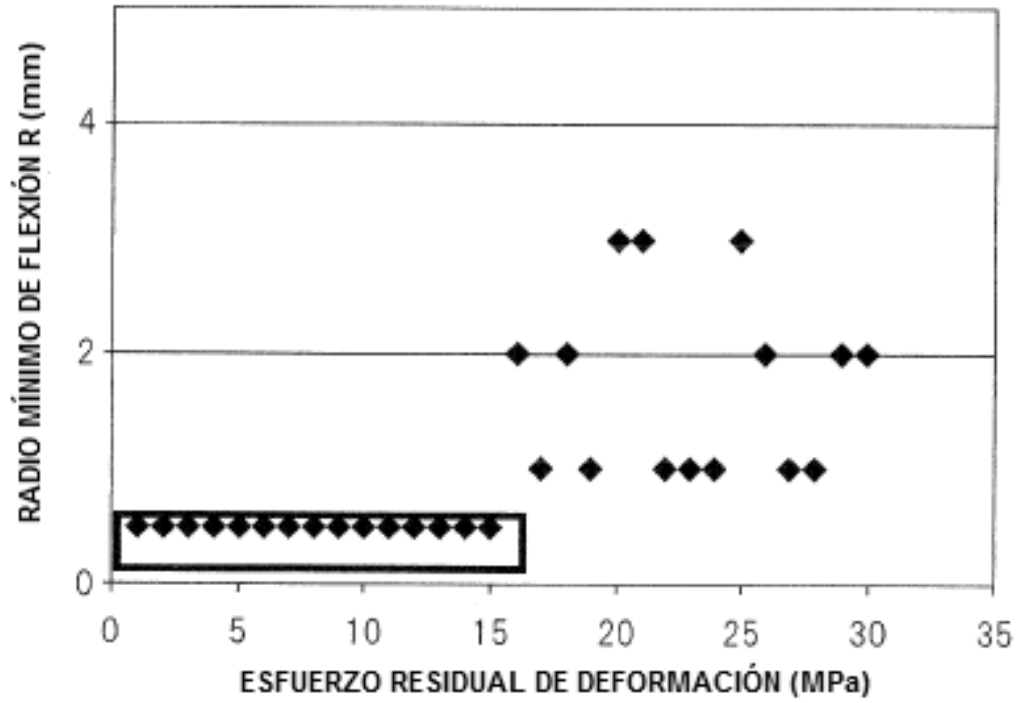


Fig.2

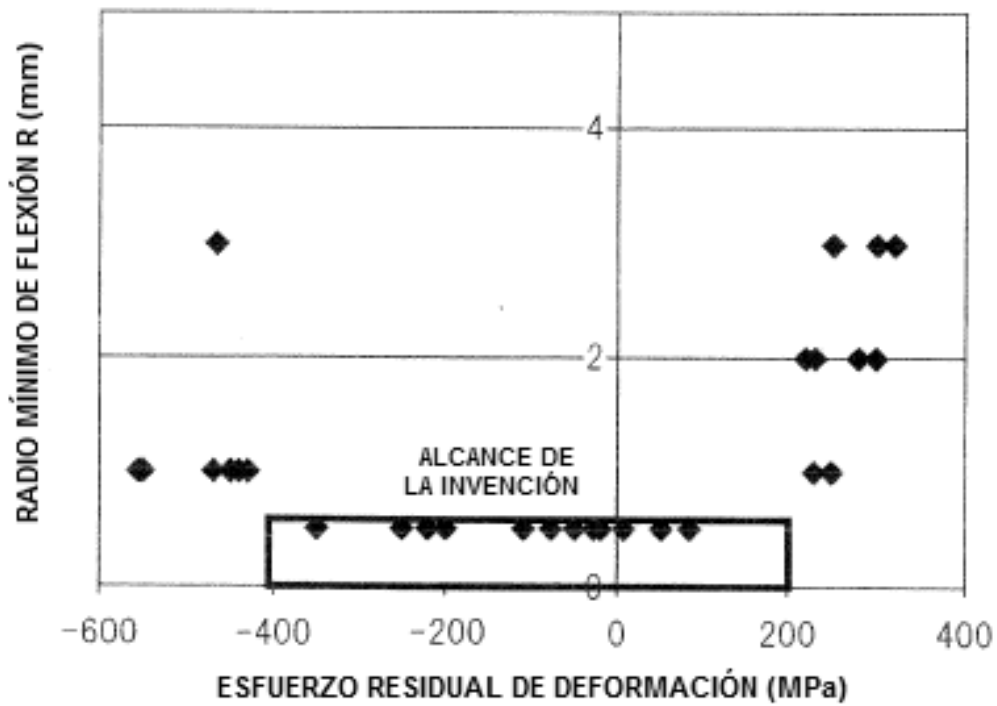


Fig.3

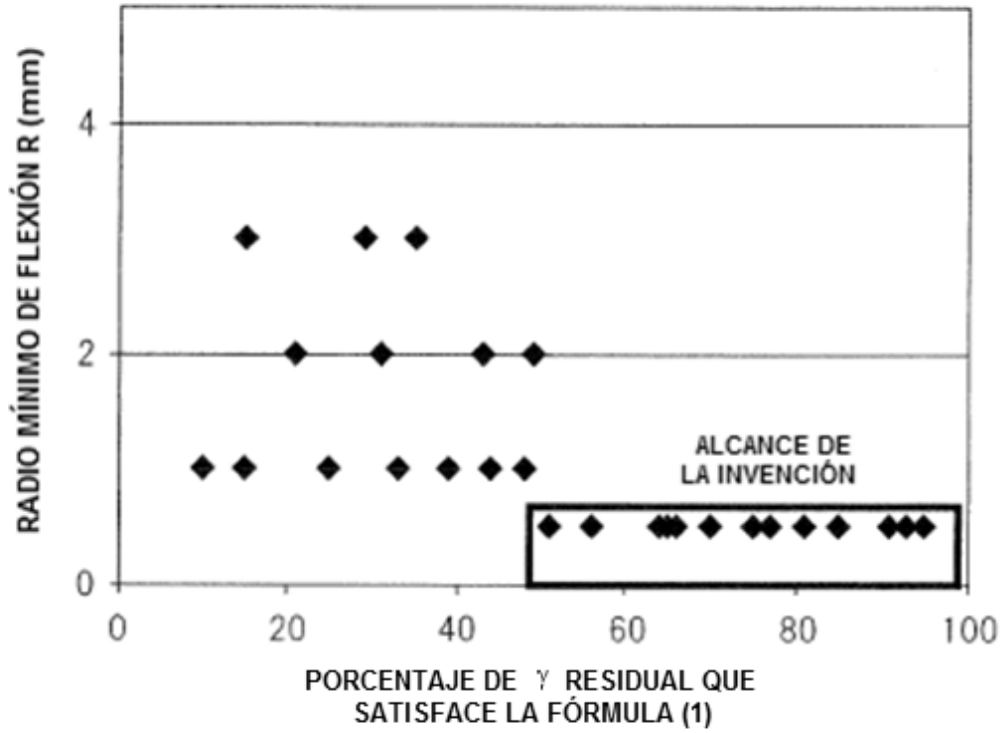


Fig.4

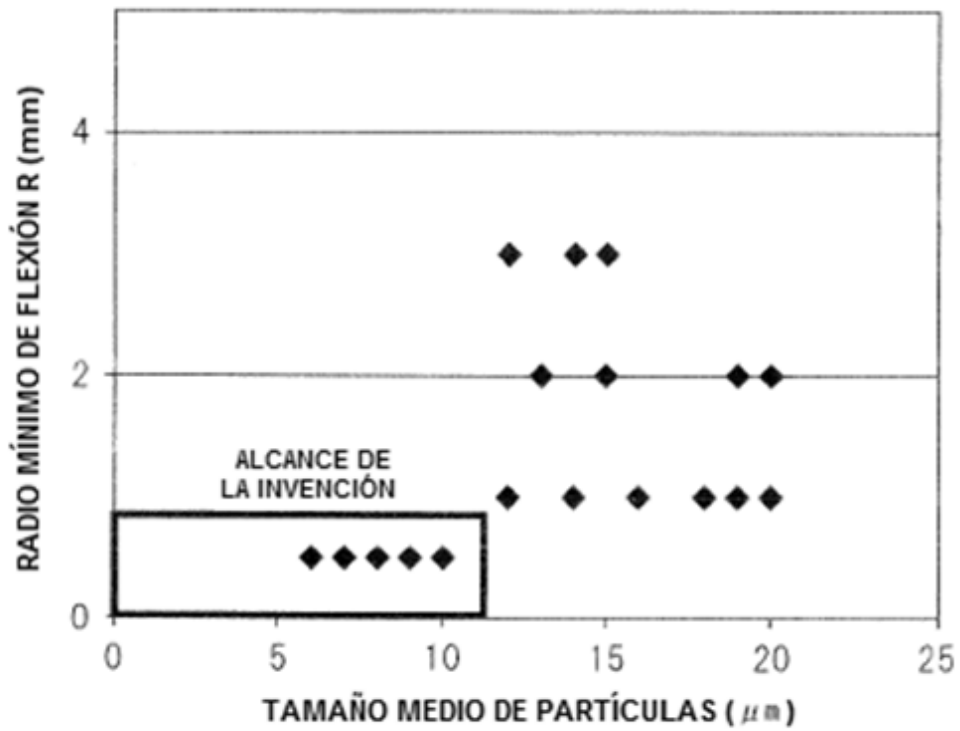


Fig.5

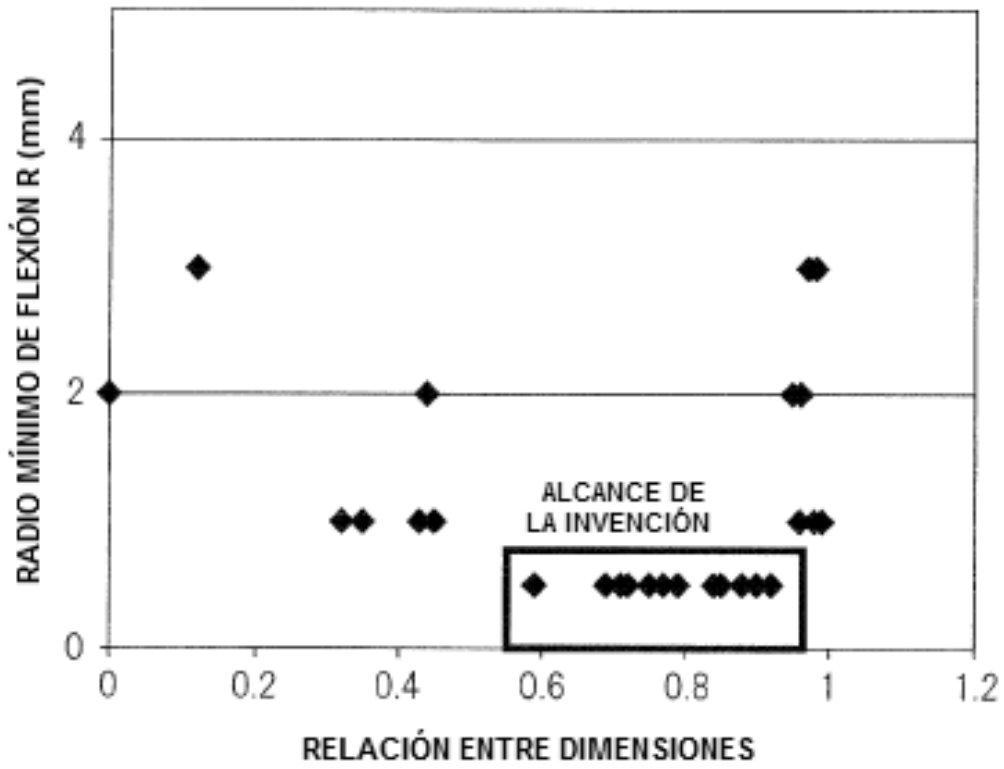


Fig.6

