

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 713 046**

51 Int. Cl.:

**C22C 38/00** (2006.01)

**C21D 9/46** (2006.01)

**C22C 38/58** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **29.03.2011 PCT/JP2011/058483**

87 Fecha y número de publicación internacional: **06.10.2011 WO11122697**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **29.03.2011 E 11762915 (4)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **12.12.2018 EP 2554702**

54 Título: **Chapa de acero inoxidable y banda de acero inoxidable de estructura de fase dual y método de producción de chapa de acero inoxidable y banda de acero inoxidable**

30 Prioridad:

**08.03.2011 JP 2011050003**  
**29.03.2010 JP 2010074809**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**17.05.2019**

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORPORATION (100.0%)**  
**6-1, Otemachi 2-chome Chiyoda-ku**  
**Tokyo 100-0004, JP**

72 Inventor/es:

**TERAOKA, SHINICHI y**  
**SAKAMOTO, SHUNJI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 713 046 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 inoxidable y banda de acero inoxidable de estructura de fase dual y método de producción de chapa de acero inoxidable y banda de acero inoxidable

### Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un acero inoxidable que tiene una resistencia a la corrosión y una resistencia a la abrasión excelentes y que tiene una disminución pequeña del brillo de la superficie con acabado a espejo o reflectividad de imagen de la superficie, incluso con un uso de larga duración. Como ejemplos específicos de uso, se proporciona como material para diversos componentes, tales como reflectores de la luz solar y equipos de iluminación domésticos, espejos, maquinaria y equipos eléctricos y electrónicos.

### 10 Antecedentes de la técnica

Como materiales metálicos que tienen una resistencia a la corrosión y una resistencia a la abrasión excelentes se conoce el acero inoxidable martensítico, el acero inoxidable austenítico del tipo de endurecimiento por deformación, del tipo de endurecimiento por precipitación y otros aceros inoxidables, y el acero inoxidable de estructura de fase dual de ferrita y martensita.

15 El acero inoxidable martensítico se forma en una estructura de martensita mediante un enfriamiento rápido, por lo que se puede usar siempre que se constituya una alta resistencia mecánica. En la mayoría de los casos, se enfría rápidamente y luego se templea.

20 La dureza se ajusta mediante el contenido de C y N, las condiciones del enfriamiento rápido (temperatura del tratamiento térmico en solución, duración y velocidad de enfriamiento) y las condiciones del templeado (temperatura y tiempo).

En el momento de la transformación de la martensita, se produce una expansión del volumen en las unidades de los cristales, por lo que la rugosidad superficial de la chapa de acero se hace más grande. El acero inoxidable martensítico tiene una alta resistencia mecánica y una baja tenacidad, por lo que no resulta fácil la reducción de la rugosidad superficial mediante un templeado por laminación en frío.

25 Además, en el procedimiento de formación del acero inoxidable martensítico de alta resistencia mecánica, el acero se enfría rápidamente desde la región de una fase única de austenita, para obtener una estructura de una fase única de martensita. El Cr, el Mo y otros elementos que mejoran la resistencia a la corrosión estrechan la región de temperatura de formación de la fase única de austenita, por lo que las cantidades a añadir están limitadas.

30 Como ejemplo, en el acero SUS420J1 se indica una cantidad de Cr de 12 a 14%. Por esta razón, el acero SUS420J1 solo tiene generalmente el valor mínimo de resistencia a la corrosión como acero inoxidable.

Como aceros inoxidables martensíticos con un mayor contenido de Cr están el SUS429J1 y el SUS431. Estos aceros contienen 15,00 a 17,00% de Cr. Si estos aceros se conforman en estructuras de una fase única de martensita, la ductilidad se vuelve baja, mientras que si se conforman en una fase de ferrita o austenita y en una estructura de fase dual de martensita, la resistencia a la corrosión empeora.

35 Como un tipo representativo de acero inoxidable austenítico de endurecimiento por deformación se puede mencionar el SUS301.

40 El SUS301 tiene una estructura de austenita en el momento del tratamiento en solución. Debido al templeado por laminación en frío posterior, se transforma gradualmente en martensita inducida por deformación. Debido al aumento de la reducción de la laminación, el endurecimiento por deformación de las dos fases avanza aún más haciendo que la resistencia mecánica sea más alta.

La composición del SUS301 es 17%Cr-7%Ni. Se requiere un 7% de Ni, que es un elemento caro, por lo que el coste del material se vuelve más alto.

45 Además, la cantidad de martensita inducida por deformación se ve afectada por la temperatura del material en el momento de la laminación en frío, por lo que en la laminación del tipo reversible general en la laminación en frío del acero inoxidable, cerca de la parte superior e inferior de la bobina, donde cambia la velocidad de laminación, se produce un cambio en la cantidad de martensita inducida por deformación y el cambio de la dureza se vuelve grande.

50 Además, el SUS301 presenta un endurecimiento por deformación grande, por lo que cuando una chapa laminada en caliente se lamina en frío para acabarla hasta el espesor deseado, la intensidad de la carga de laminación es alta. Dependiendo de la velocidad de laminación en frío, el procedimiento de recocido se vuelve necesario y en su defecto la productividad se vuelve inferior.

Como acero inoxidable del tipo de endurecimiento por precipitación, los más reconocidos son el SUS630 (17Cr-4Ni-4Cu), el 631 (17Cr-7Ni-1,2Al) y otros aceros endurecidos por precipitación del tipo martensita.

El acero endurecido por precipitación del tipo martensita se obtiene mediante un tratamiento térmico en solución, luego un enfriamiento a temperatura ambiente, procedimiento en el que se forma una estructura de martensita, y luego un envejecimiento a fin de provocar la formación de fases precipitadas ricas en Cu y provocar la precipitación dispersa fina del compuesto mecanizado intermetálico NiAl y endurecer el acero.

- 5 El acero endurecido por precipitación del tipo martensita también requiere grandes cantidades de Ni, Cu y otros elementos de aleación caros, por lo que tiene un alto coste de materiales y es un material caro.

Asimismo, en la producción de acero endurecido por precipitación del tipo martensita, si se forman fases endurecidas por precipitación en un procedimiento distinto al del envejecimiento final, disminuye la tenacidad del material y aumenta la carga de laminación en frío, dando lugar a que ya no sea posible la laminación en frío. Por esta razón, por ejemplo, en el procedimiento de laminación en caliente, después de la laminación en caliente se requiere un bobinado a baja temperatura. La aparición de defectos debido a una forma de bobinado deficiente también se vuelve un problema.

10 Para resolver estos problemas se ha desarrollado el acero inoxidable de estructura de fase dual que tiene una estructura de fase dual de ferrita y martensita, como se describe en las patentes de las referencias PLT 1 a 4.

15 El acero inoxidable de estructura de fase dual se obtiene mediante laminar en frío una chapa de acero laminada en caliente con una estructura de ferrita y carbonitruro, aplicar luego un recocido de fase dual en el que se calienta hasta la región de fase dual de ferrita y austenita y se enfría a fin de transformar la fase austenita en martensita y obtener una estructura de fase dual de ferrita y martensita a temperatura ambiente y, además, aplicar un templado por laminación en frío y envejecer.

20 El acero inoxidable de estructura de fase dual se desarrolla en base a composiciones similares a las SUS431 y SUS429J1. Las composiciones químicas se ajustan adecuadamente para ajustar la cantidad de martensita de acuerdo con la dureza requerida.

Según consta, el acero inoxidable de estructura de fase dual posee una elevada resistencia mecánica y una gran ductilidad, y tiene como características unas pequeñas fluctuaciones en el plano de la resistencia mecánica y una planeidad de las formas excelente.

25 Además, también se indica que un acero inoxidable ferrítico representativo, es decir, un acero SUS430, se convierte fácilmente en una estructura de fase dual de ferrita y martensita calentándolo hasta la región de fase dual y enfriándolo.

30 Sin embargo, el acero inoxidable de estructura de fase dual tiene en la fase martensita una cantidad de Cr menor que en la fase ferrita, por lo que la resistencia a la corrosión presenta una diferencia entre ambas fases, y la resistencia a la corrosión que se obtiene en la composición promedio puede no ser suficiente o el envejecimiento entre las fases diferir debido a la corrosión y, de ese modo, se producen irregularidades en el brillo o el tono y se empeora la estética de su aspecto.

La patente EP-0785285 A1 describe un método para producir un acero de fase dual de ferrita y martensita, que comprende una etapa de calentamiento rápido y una etapa de enfriamiento con el fin de transformar la austenita en martensita.

### 35 **Lista de referencias**

Bibliografía de patentes:

PLT 1: Publicación de patente japonesa N° 63-007338 A1

PLT 2: Publicación de patente japonesa N° 63-169330 A1

PLT 3: Publicación de patente japonesa N° 07-138704 A1

40 PLT 4: Publicación de patente japonesa N° 2002-105601 A1

### **Compendio de la invención**

Problema técnico.

45 Existen diversos usos y aplicaciones para el acero inoxidable de alta resistencia mecánica. Para cuchillos de cubertería se usa el acero SUS420J1, para material rodante de ferrocarril se usa el SUS301, para muelles se usan el SUS630, el acero inoxidable de estructura de fase dual, etc. Los materiales se seleccionan en base a la resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas que se requieren para el ámbito de aplicación.

En los últimos años, se ha vuelto necesario el acero inoxidable de alta resistencia mecánica que tenga una mayor resistencia a la corrosión que el acero inoxidable existente, que tenga resistencia a la abrasión y una alta planeidad, y que su precio sea barato.

50 En general, como elementos que mejoran la resistencia a la corrosión se conocen el Cr, el Mo y el N. Con el aumento

del contenido de estos elementos se mejora la resistencia a la corrosión, pero el equilibrio de las fases cambia, por lo que ya no se puede conseguir la elevada resistencia mecánica deseada.

5 La presente invención se hizo para resolver tal problema y tiene como objeto proporcionar un acero inoxidable que mejore la resistencia a la corrosión de la fase martensita en particular, consiga la resistencia a la corrosión que se corresponde con la del acero de 18 a 19Cr en base al acero 17Cr, soporte una corrosión a la intemperie severa y los entornos abrasivos, esté exento de reducción del rendimiento como superficie con acabado a espejo a largo plazo, sea barato y tenga una elevada resistencia mecánica.

Solución del problema.

10 Se acometieron varios estudios para la invención sobre el método para mejorar la resistencia a la corrosión en el acero inoxidable que se basa en un acero de 15 a 17Cr y que tiene una estructura de fase dual de ferrita y martensita.

A consecuencia de ello, se descubrió que añadiendo una cantidad mínima de Sn es posible mejorar la resistencia a la corrosión sin provocar una disminución de la resistencia mecánica.

Se cree que la razón por la que el Sn actúa para mejorar la resistencia a la corrosión del acero inoxidable de estructura de fase dual es la formación y el reforzamiento de la película de pasivación, de la misma manera que el Cr y el Mo.

15 En general, como elementos que mejoran la resistencia a las picaduras del acero inoxidable en un entorno de cloruros neutros se conocen el Cr, el Mo y el N. Como un indicador de la resistencia a las picaduras, se ha propuesto el  $PRE=Cr+3,3Mo+16$  a 30N. El Sn se está utilizando como un elemento que eleva la resistencia mecánica a alta temperatura, pero ha habido pocos ejemplos de artículos sobre su utilización con el propósito de mejorar la resistencia a la corrosión.

20 Sin embargo, en el acero inoxidable que tiene una estructura de martensita, una pequeña cantidad de Sn mejora considerablemente la resistencia a las picaduras en un entorno de cloruros neutros. Este efecto se presenta en el acero martensítico y en el acero inoxidable de estructura de fase dual que tiene una estructura de fase dual de ferrita y martensita.

25 El acero inoxidable de estructura de fase dual que tiene una estructura de fase dual de ferrita y martensita tiene en la fase ferrita una cantidad de Cr diferente a la fase austenita en el momento del tratamiento térmico de formación de la fase dual, por lo que normalmente la resistencia a la corrosión de la fase martensita, que se obtiene mediante la transformación de la fase austenita de bajo contenido de Cr, es menor que la de la fase ferrita, y la resistencia a la corrosión disminuye hasta un valor menor que la resistencia a la corrosión que corresponde a la cantidad de Cr de la composición promedio del material base.

30 Se estudiaron para la invención los métodos para mejorar la resistencia a la corrosión del acero inoxidable martensítico y, a consecuencia de ello, se descubrió que el efecto del Sn en la mejora de la resistencia a la corrosión es grande, y este efecto aparece en particular bajo una alta densidad de dislocación, es decir, cuando se tiene una alta dureza, específicamente cuando se tiene una dureza Vicker de 200HV o más.

35 En el momento del tratamiento térmico de formación de la fase dual, el Sn se concentra en la fase ferrita, de la misma manera que el Cr y el Mo. Sin embargo, por efecto del Sn se mejora más la resistencia a la corrosión en la fase martensita que en la fase ferrita. A consecuencia de ello, mientras que la fase martensita tiene menos cantidad de Cr, en comparación con la fase ferrita, el Sn compensa la diferencia de Cr y mejora la resistencia a la corrosión, con lo que se obtiene al menos la resistencia a la corrosión que corresponde a la cantidad de Cr de la composición promedio de la estructura de fase dual.

40 La presente invención se realizó en base al hallazgo anterior y tiene como esencia lo siguiente:

(1) Chapa de acero inoxidable y banda de acero inoxidable de estructura de fase dual, caracterizadas por contener, en % en masa,

C: 0,02 a 0,20%,

Si: 0,10 a 1,0%,

45 Mn: 0,20 a 2,0%,

P: 0,040% o menos,

S: 0,010% o menos,

Cr: 15,0 a 18,0%,

Ni: 0,5 a 2,5%,

50 Sn: 0,05 a 0,30% y

N: 0,010 a 0,10%,

que opcionalmente contienen además, uno o más de

B: 0,0003 a 0,0050%,

Cu: 0,30 a 2,0%,

5 Mo: 0,30 a 2,0% y

Al: 0,01 a 0,1%,

que tienen una  $\gamma_p$ , indicada mediante la siguiente fórmula (a), en el intervalo de 60 a 95, que tienen un resto de Fe e impurezas inevitables,

que tienen una estructura de fase dual de ferrita y martensita, y

10 que tienen una dureza Vicker de 200 HV o más:

$$\gamma_p = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11,5Cr - 11,5Si - 12Mo - 7Sn - 49Ti - 47Nb - 52Al + 189 \quad (a)$$

(2) Un método de producción de una chapa de acero inoxidable y una banda de acero inoxidable de estructura de fase dual, caracterizado por comprender:

15 tratar la chapa de acero inoxidable laminada en frío o la banda de acero inoxidable laminada en frío, que tienen la composición del apartado (1) anterior, mediante

calentarlas hasta la región de la fase dual de ferrita y austenita de 850 a 1.100°C y enfriarlas para un recocido de formación de la fase dual, para provocar de ese modo que la fase austenita se transforme en martensita, y

obtener una estructura de fase dual de ferrita y martensita a temperatura ambiente.

20 (3) Un método de producción de una chapa de acero inoxidable y una banda de acero inoxidable de estructura de fase dual según se establece en el apartado (2),

caracterizado por que el enfriamiento en el recocido de formación de la fase dual comprende enfriar hasta una temperatura de 550°C o menos a una velocidad de enfriamiento de 20°C/s o más.

(4) Un método de producción de una chapa de acero inoxidable y una banda de acero inoxidable de estructura de fase dual según se establece en el apartado (2) o (3),

25 caracterizado por realizar además un templado por laminación en frío y/o un envejecimiento después del recocido de formación de la fase dual.

Efectos ventajosos de la invención.

30 De acuerdo con la presente invención, es posible producir económicamente un acero inoxidable de estructura de fase dual de alta resistencia mecánica que mejore la resistencia a la corrosión de la fase martensita en particular, consiga una resistencia a la corrosión que se corresponde con la del acero de 18 a 19Cr en base al acero 17Cr sin cambiar el equilibrio de las fases, soporte una corrosión a la intemperie severa y los entornos abrasivos, y esté exento de disminución del brillo de la superficie con acabado a espejo a largo plazo.

### Breve descripción de los dibujos

35 La FIG. 1 es una vista que muestra el efecto de la adición de Sn en la resistencia a la corrosión de un acero inoxidable con estructura de ferrita y un acero inoxidable con estructura de fase dual.

### Descripción de las realizaciones

A continuación, se describe la composición química de la chapa de acero inoxidable y la banda de acero inoxidable de estructura de fase dual de la presente invención. En lo que sigue, "%" significa "% en masa".

C: 0,02 a 0,20%

40 El C es un elemento estabilizador de la austenita y es particularmente eficaz para reforzar la martensita mediante el endurecimiento de la solución sólida. Los carburos no disueltos en el momento del tratamiento en solución tienen el efecto de reforzar la martensita y elevar la resistencia a la abrasión. Este efecto se vuelve notable cuando el contenido de C es 0,02% o más.

45 Sin embargo, junto con el aumento del contenido de C en el procedimiento de enfriamiento después del recocido de formación de la fase dual, los carburos de Cr precipitan y forman fases pobres en Cr y por ello disminuyen la resistencia

a la corrosión, por lo que fácilmente se produce el llamado fenómeno de sensitización. Por lo tanto, se hace que el contenido de C sea 0,20% o menos. El contenido preferido de C es 0,10 a 0,15%.

Si: 0,10 a 1,0%

- 5 El Si es un elemento estabilizador de la ferrita. Tiene una gran capacidad de endurecimiento de la solución sólida y provoca que las fases ferrita y martensita se endurezcan. Además, en el procedimiento de fabricación del acero, también actúa como un elemento desoxidante. Esta acción aparece de manera perceptible cuando el contenido de Si es 0,10% o más. Sin embargo, si el contenido de Si es superior a 1,0%, ya no se puede mantener el adecuado equilibrio de las fases para el acero inoxidable con estructura de fase dual. El contenido preferido de Si es 0,20 a 0,70%.

Mn: 0,20 a 2,0%

- 10 El Mn es un elemento estabilizador de la austenita y es un elemento de aleación que es requerido para obtener el equilibrio más adecuado de las fases austenita y ferrita en el momento del recocido de formación de la fase dual, por lo que se incluye en 0,20% o más.

- 15 La capacidad de estabilización de la austenita por el Mn es aproximadamente la mitad que la del Ni, pero éste es un elemento más barato que el Ni. Por otra parte, el efecto de reducción del punto Ms es mayor que con el Ni. Se forma  $\gamma$  residual y la dureza disminuye. Además, el Mn es un elemento que obstaculiza la resistencia a la oxidación. La calidad de la superficie disminuye a veces debido a la oxidación en el momento del recocido. Por consiguiente, como un intervalo con un efecto pequeño de deterioro de la calidad se hace que el contenido de Mn sea 2,0% o menos. El contenido preferido de Mn es 0,50 a 1,0%.

P: 0,040% o menos

- 20 El P es un elemento con una gran capacidad de endurecimiento de la solución sólida, pero es un elemento estabilizador de la ferrita. Además, es un elemento que es perjudicial para la resistencia a la corrosión y la tenacidad. El material de ferrocromo del acero inoxidable lo contiene como una impureza, pero no existe una técnica para eliminar el P de una masa fundida de acero inoxidable, por lo que la pureza y la cantidad del material de ferrocromo usado determinan la cantidad de P. Sin embargo, el ferrocromo de bajo contenido en P es caro, y a fin de que su cuantía no degrade considerablemente la calidad del material o la resistencia a la corrosión se hace que el contenido de P sea 0,040% o menos. El contenido preferido de P es 0,030% o menos.
- 25

S: 0,010% o menos

- 30 El S forma inclusiones de sulfuro y degrada la resistencia a la corrosión habitual de los materiales de acero (resistencia a la corrosión general y resistencia a las picaduras), por lo que el contenido ha de ser 0,010% o menos. Cuanto menor sea el contenido de S, mejor será la resistencia a la corrosión, pero al reducir el S aumenta la carga de desulfuración, por lo que el límite inferior se hace que preferiblemente sea 0,003%. El contenido preferido de S es 0,003 a 0,008%.

Cr: 15,0 a 18,0% o menos

- 35 El Cr es un elemento que es eficaz para mejorar la resistencia a la corrosión habitual (resistencia a la corrosión general y resistencia a las picaduras), pero si el contenido es menor de 15% es difícil obtener una resistencia a la corrosión suficiente. El Cr es un elemento estabilizador de la fase ferrita (fase  $\alpha$ ). Si el contenido es superior a 18%, disminuye la estabilidad de la fase austenita (fase  $\gamma$ ) y se vuelve difícil obtener una alta resistencia mecánica mediante la formación de una estructura de fase dual. El contenido preferido de Cr es 15,5 a 17,5%.

Ni: 0,5 a 2,5%

- 40 El Ni es un elemento estabilizador de la fase austenita y afecta considerablemente al porcentaje de la fase austenita en el momento del recocido de formación de la fase dual. Para obtener un porcentaje de fases adecuado, es necesaria una cantidad de Ni que se corresponda con la cantidad de Cr, por lo que se hace que el contenido sea 0,5% o más. El Ni es un elemento caro. Una adición excesiva aumenta el coste de la aleación, por lo que se hace que el contenido sea 2,5% o menos. El contenido preferido de Ni es 1,0 a 2,0%.

Sn: 0,05 a 0,30%

- 45 El Sn es un elemento estabilizador de la fase ferrita y es un elemento que es eficaz para mejorar la resistencia a la corrosión de la fase martensita. El Sn se concentra en la fase ferrita en el momento del recocido de formación de la fase dual, de la misma manera que el Cr, pero mejora la resistencia a la corrosión de la fase martensita, en una estructura de fase dual de ferrita y martensita, como si compensara la diferencia en la cantidad de Cr, por lo que se obtiene una resistencia a la corrosión de al menos el nivel que corresponde a la cantidad de Cr de la composición promedio de la estructura de fase dual.
- 50

Para mejorar la resistencia a la corrosión de la fase martensita, se hace que el contenido de Sn sea 0,05% o más. No obstante, si se añade más de 0,30% de Sn, el efecto de mejora de la resistencia a la corrosión de la fase martensita por el Sn llega a saturarse y el coste de la aleación aumenta innecesariamente, por lo que se hace que el contenido

## ES 2 713 046 T3

sea 0,30% o menos. El contenido preferido de Sn es 0,1 a 0,25%.

N: 0,010 a 0,10%

- 5 El N, como el C, es un elemento estabilizador de la austenita y un elemento que es eficaz para reforzar la martensita, por lo que se hace que el contenido sea 0,010% o más. El N disuelto actúa para reforzar la película de pasivación o mejorar la resistencia a la corrosión al suprimir la sensitivación. Si se añade N excesivamente, esto provoca defectos del tipo de porosidad por gases, por lo que se hace que el contenido sea 0,10% o menos. El contenido preferido de N es 0,02 a 0,06%.

Además de los ingredientes anteriores, de acuerdo con las necesidades se puede añadir B, Cu, Mo y Al.

B: 0,0003 a 0,0050%

- 10 El B tiene el efecto de evitar las fisuras en los bordes debido a la diferencia de la resistencia a la deformación entre la fase ferrita y la fase austenita en la región de temperatura de laminación en caliente, por lo que, cuando se añade, se hace que el contenido sea 0,0003% o más. Si el contenido de B es superior a 0,0050%, se produce una disminución de la resistencia a la corrosión debido a la precipitación de los boruros o una disminución de la trabajabilidad en caliente, por lo que se hace que el contenido sea 0,0050% o menos. El contenido preferido de B es 0,0005 a 0,0030%.

- 15 Cu: 0,3 a 2,0%

El Cu es un elemento estabilizador de austenita y es un elemento de aleación que es eficaz para obtener el equilibrio de las fases austenita y ferrita en el momento del recocido de formación de la fase dual, por lo que se añade de acuerdo con las necesidades. En el caso de que se añada, el contenido es 0,3% o más. La capacidad de estabilización de la austenita por el Cu es aproximadamente la mitad que la del Ni, pero este elemento es más barato que el Ni.

- 20 Si se añade Cu excesivamente, se produce una disminución de la resistencia a la corrosión debido a los precipitados y un brillo irregular de la superficie debido a la disminución de la resistencia a la oxidación, por lo que se hace que el contenido sea 2,0% o menos. El contenido preferido de Cu es 0,5 a 1,5%.

Mo: 0,3 a 2,0%

- 25 El Mo es un elemento que tiene el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión en mayor medida que el Cr y se añade de acuerdo con las necesidades. Cuando se añade, se hace que el contenido sea 0,3% o más. El Mo, como el Cr, se concentra en la ferrita en el momento del recocido de formación de la fase dual y amplía la diferencia de la resistencia a la corrosión entre la ferrita y la martensita. Además, es un elemento caro y provoca la elevación del coste de fabricación, por lo que se hace que el contenido sea 2,0% o menos. El contenido preferido de Mo es 0,5 a 1,2%.

Al: 0,01 a 0,1%

- 30 El Al es un ingrediente adicional que es eficaz como agente desoxidante. Para obtener el efecto desoxidante, se hace que el contenido sea 0,01% o más. Si se incluye Al en una gran cantidad, se forman óxidos de punto de fusión elevado en forma de aglomerados y provocan defectos en la superficie del planchón. Asimismo, la soldabilidad también se vuelve más deficiente, por lo que se hace que el contenido sea 0,1% o menos. El contenido preferido de Al es 0,02 a 0,05%.

- 35 Así mismo, como impurezas que están contenidas inevitablemente en el acero inoxidable, están el Nb, Ti, V, Ca, Mg, REM, Co, Y, Zr, etc. Estos elementos se introducen por la escoria en el procedimiento de refinado o en los materiales de aleación y no se añaden deliberadamente. Las cantidades contenidas inevitablemente son alrededor de 0,01% o menos. El V es el elemento contenido inevitablemente en mayor cuantía que otros elementos, es decir, 0,05% o menos.

- 40  $\gamma_p$ : 60 a 95

La  $\gamma_p$ , que se expresa mediante la siguiente fórmula, es un indicador que expresa la cantidad máxima de la fase austenita en la región de fase dual de la fase ferrita y la fase austenita de 1.000 a 1.150°C y, en general, coincide con el valor expresado por el %, tanto por ciento, en volumen de la fase austenita.

$$\gamma_p = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11,5Cr - 11,5Si - 12Mo - 7Sn - 49Ti - 47Nb - 52Al + 189 \quad (a)$$

- 45 Para obtener la cantidad de martensita que se requiere para que la dureza supere un valor de dureza Vicker de 200 después del recocido de formación de la fase dual o, asimismo, después del templado por laminación en frío o el envejecimiento, es necesario hacer que en la fórmula  $\gamma_p$  sea 60 a 95.

- 50 Si  $\gamma_p$  es menor que 60, la estructura de fase dual de ferrita y martensita no llega a tener la dureza suficiente. Asimismo, si  $\gamma_p$  es 20 a 60, disminuye la trabajabilidad en caliente en el momento de la laminación en caliente y, a veces, se producen fisuras en los bordes.

Si  $\gamma_p$  es superior a 95%, la trabajabilidad disminuye.

La particularidad que caracteriza a la presente invención es la adición de Sn al acero inoxidable de estructura de fase dual. Este efecto se explica a continuación en base a los hallazgos experimentales.

5 En primer lugar, en un horno de fusión al vacío se fundió una masa fundida compuesta básicamente por el acero SUS430LX, como un acero inoxidable representativo de una estructura de fase única de ferrita, y una masa fundida compuesta básicamente por el acero 0,10C-0,5Si-0,35Mn-17,1Cr-1Ni-0,03N, como un ejemplo representativo de una estructura de fase dual. Estos aceros se colaron mientras la cantidad de Sn se variaba en el intervalo de 0 a 0,30%.

A continuación, se alisaron las superficies de los lingotes de acero, y luego estos lingotes se laminaron en caliente para obtener unas bandas de acero laminadas en caliente de 3,0 mm de espesor.

10 Después de esto, se usaron unos métodos comunes para recocer, decapar y laminar en frío. El acero a base del SUS430LX se recoció a 880°C, mientras que el acero a base del 0,10C-0,5Si-0,35Mn-17,1Cr-1Ni-0,03N se calentó a 1.000°C y luego se enfrió para un recocido de formación de la fase dual.

15 Estos materiales se usaron como materiales de ensayo para la medición del potencial de picaduras según se establece en la norma JIS G 0577. La FIG. 1 muestra la relación entre la cantidad añadida de Sn y el potencial de picaduras cuando se hace que el potencial de picaduras de un material de ensayo que no contiene Sn sea "1" (relación del potencial de picaduras).

20 El efecto de Sn en el acero de fase única de ferrita y el acero inoxidable de estructura de fase dual difiere considerablemente. En el acero de fase única de ferrita, a medida que aumenta la cantidad añadida de Sn, aumenta el potencial de picaduras en una relación constante, mientras que en el acero inoxidable de estructura de fase dual se sabe que el potencial de picaduras se eleva rápidamente en torno a la adición de 0,05% de Sn.

25 En el acero de estructura de fase dual, la resistencia a la corrosión de la fase martensita es inferior a la de la fase ferrita, por lo que en la región donde la cantidad añadida de Sn es pequeña, la resistencia a la corrosión se rige por la resistencia a la corrosión de la fase martensita. La resistencia a la corrosión mejora más por el Sn en la fase martensita que en la fase ferrita, por lo que se cree que, debido a este efecto, el potencial de picaduras se eleva rápidamente si aumenta la cantidad de Sn añadido.

En el acero inoxidable de estructura de fase dual, la dureza se rige principalmente por la cantidad de martensita, la cantidad de carbono y nitrógeno solubles, las condiciones del revenido, etc., y se corresponde con la densidad de dislocación.

30 La mejora en la resistencia a la corrosión de la fase martensita debida a la adición de Sn aparece a una densidad de dislocación alta. Como un indicador indirecto de la resistencia a la corrosión, en el acero inoxidable de la presente invención, la dureza Vicker se establece como 200HV o más.

No está clara la razón por la cual la mejora de la resistencia a la corrosión por el Sn se manifiesta notablemente a una densidad de dislocación alta, pero se cree que es debido a la potenciación del reforzamiento de la película de pasivación.

35 Para hacer que la dureza Vicker sea 200HV o más, la velocidad de enfriamiento en el momento de la transformación de la martensita se hace que preferiblemente sea de 20°C/s, dentro del intervalo de la composición y la  $\gamma_p$  establecidos por la presente invención, como se explica más adelante.

A continuación, se explica el método preferido de producción de la chapa de acero inoxidable y la banda de acero inoxidable de estructura de fase dual de la presente invención.

40 En primer lugar, el acero inoxidable preparado con la composición química anterior se trata por métodos ordinarios mediante las etapas de laminación en caliente, recocido de la chapa laminada en caliente, decapado y laminación en frío, para obtener una chapa de acero inoxidable laminada en frío (indicada en lo sucesivo como "chapa de acero laminada en frío") o una banda de acero inoxidable laminada en frío (indicada en lo sucesivo como "banda de acero laminada en frío").

45 La temperatura de calentamiento en la laminación en caliente es preferiblemente 1.140 a 1.240°C, para garantizar la trabajabilidad en caliente y evitar fisuras en los bordes de las caras extremas de la chapa laminada en caliente.

Además, la temperatura de bobinado es preferiblemente 600 a 800°C, a fin de ablandar la chapa laminada en caliente.

50 La chapa laminada en caliente se recuece a fin de ablandar la chapa laminada en caliente antes de la laminación en frío. Para realizar esto, preferiblemente se usa un horno de recocido de tipo caja, bajo unas condiciones por las que se mantiene de 750 a 880°C durante 1 a 20 horas.

En la laminación en frío que se realiza después del decapado, desde el punto de vista de la productividad y la homogeneización de la estructura, preferiblemente se realiza una reducción de la laminación en frío del 60 al 80%.

Después de esto, la chapa de acero laminada en frío o la banda de acero laminada en frío se hacen pasar a través de un horno de recocido continuo, donde se calientan hasta la región de fase dual de ferrita y austenita. La temperatura de calentamiento en este momento es Ac1 o más. Tiene que ser una temperatura a la que recristalice la ferrita, por lo que se hace que sea 850°C o más.

- 5 La temperatura de calentamiento afecta a la cantidad de austenita. En el intervalo de Ac1 a 850°C, la cantidad de austenita cambia considerablemente, por lo que desde el punto de vista de la uniformidad de la estructura y la estabilidad de la calidad del material, se prefiere 850°C o más.

- 10 Por otra parte, el acero inoxidable que tiene una estructura de fase dual de ferrita y austenita es susceptible a la deformación por fluencia a alta temperatura, y se alarga fácilmente y su anchura se reduce en la dirección del desplazamiento debido a la tensión de desplazamiento en el momento del calentamiento continuo. La deformación por fluencia se produce con mayor facilidad cuanto más alta es la temperatura, por lo que se hace que la temperatura de calentamiento no sea mayor de 1.100°C.

- 15 Si se enfría un acero inoxidable que tiene unas estructuras de ferrita y austenita, que se forman calentando a una temperatura de 850 a 1.100°C en el recocido de formación de la fase dual, la fase austenita se transforma en la fase martensita en el proceso de enfriamiento dando lugar a una estructura de fase dual de ferrita y martensita a temperatura ambiente.

- 20 La velocidad de enfriamiento crítica que se requiere para la transformación de la martensita del acero inoxidable de estructura de fase dual, es menor que la velocidad de enfriamiento que se requiere para suprimir la sensitivación, por lo que la velocidad de enfriamiento es preferiblemente al menos 20°C/s, que es la que se requiere para evitar la sensitivación. Se prefiere enfriar desde la temperatura de calentamiento hasta 550°C o menos.

La banda de acero formada con una estructura de fase dual de ferrita y martensita, se templó por laminación en frío y se envejeció de acuerdo con las necesidades.

El templeado por laminación en frío pretende reforzar la fase ferrita en comparación con la martensita, mientras que el envejecimiento pretende mejorar la tenacidad de la martensita.

- 25 La tasa del templeado por laminación en frío debe ser al menos del 10%, para reforzar la fase ferrita. Si se lamina en frío con una alta reducción de laminación un material de estructura de fase dual que ya tiene una alta resistencia mecánica, la productividad se vuelve deficiente y, a veces, se producen fisuras en los bordes de los extremos laterales, por lo que la tasa del templeado por laminación en frío es preferiblemente del 50% o menos.

- 30 La temperatura de envejecimiento es preferiblemente al menos 300°C, en la que es posible el envejecimiento mediante un recocido continuo. Desde el punto de vista de suprimir la sensitivación en el momento del recocido, se prefieren 550°C o menos.

### Ejemplo 1

- 35 Los diversos tipos de aceros inoxidables de las composiciones químicas que se muestran en las Tablas 1 y 2 se fundieron en un horno de fusión al vacío, se calentaron a 1.160°C durante 1 hora y luego se laminaron en caliente, para obtener unas bandas de acero laminadas en caliente de 3,0 mm de espesor que luego se pusieron en un horno de reproducción del bobinado a 760°C y se enfriaron en el horno. Las bandas laminadas en caliente se recoció a 800°C durante 4 horas, luego se enfriaron hasta 350°C a 25°C/h y luego se enfriaron por aire.

- 40 Asimismo, después del decapado, se usó una laminación en frío para conformar unas bandas de acero laminadas en frío de 0,5 mm de espesor. Las bandas de acero laminadas en frío se trataron mediante un recocido de formación de la fase dual, con un horno de recocido continuo, y un templeado por laminación en frío bajo las condiciones que se muestran en las Tablas 3 y 4, y luego parte de las bandas se envejeció.

Tabla 1

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Sn	N	B	Cu	Mo	Al	γp
A1	0,020	0,50	1,50	0,027	0,003	17,3	1,00	0,10	0,100					72,5
A2	0,150	0,50	0,35	0,027	0,008	17,0	1,00	0,10	0,030					89,6
A3	0,200	0,50	0,35	0,013	0,008	18,0	0,50	0,07	0,020					83,1
A4	0,080	0,10	0,35	0,027	0,008	16,5	1,00	0,10	0,030					70,6
A5	0,090	1,00	0,35	0,027	0,007	15,2	0,80	0,05	0,030					75,1
A6	0,092	0,50	0,20	0,026	0,008	15,2	1,00	0,10	0,025					82,5
A7	0,102	0,54	2,00	0,027	0,006	17,3	1,00	0,08	0,030					77,2
A8	0,078	0,50	0,35	0,040	0,008	17,3	2,00	0,10	0,030					78,9
A9	0,152	0,50	0,35	0,028	0,010	17,0	1,00	0,10	0,025					88,1
A10	0,080	1,00	0,20	0,027	0,008	15,0	0,50	0,06	0,035		0,01			67,6
A11	0,080	0,53	0,35	0,027	0,003	16,5	1,80	0,20	0,030					83,3
A12	0,068	0,50	0,35	0,027	0,005	16,8	1,00	0,13	0,060			0,02		71,1
A13	0,050	0,52	0,31	0,027	0,003	17,1	2,50	0,10	0,035					82,8
A14	0,102	0,50	0,35	0,027	0,003	17,3	1,00	0,05	0,030					66,3
A15	0,130	0,51	0,35	0,027	0,004	17,3	1,00	0,30	0,030					76,2
A16	0,104	0,50	0,35	0,028	0,003	17,2	1,50	0,21	0,052	0,0003				89,1
A17	0,117	0,48	0,56	0,027	0,003	17,3	1,00	0,10	0,030	0,0050				74,0
A18	0,085	0,50	0,35	0,027	0,009	17,3	1,80	0,08	0,010					68,0
A19	0,150	0,42	0,45	0,023	0,003	17,3	1,00	0,10	0,032		0,30		0,01	91,4
A20	0,030	0,50	2,00	0,027	0,003	16,0	0,50	0,21	0,020		2,00			63,3
A21	0,095	0,48	0,45	0,028	0,010	17,3	1,00	0,18	0,060			0,30		73,9
A22	0,150	0,48	0,45	0,028	0,003	17,3	1,70	0,11	0,032			2,00		80,1
A23	0,150	0,90	0,45	0,027	0,003	17,3	1,00	0,10	0,032				0,02	83,2
A29	0,150	0,50	0,45	0,027	0,003	17,6	1,00	0,21	0,032				0,10	83,6
A30	0,102	0,41	0,44	0,030	0,006	18,0	0,59	0,17	0,052					60,0
A31	0,147	0,56	1,10	0,027	0,003	16,3	0,70	0,10	0,032					95,0

Ejemplo de la invención

Tabla 2

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Sn	N	B	Cu	Mo	Al	γp
a32	<u>0,010</u>	0,50	0,35	0,027	0,003	17,3	1,25	0,10	0,020					<u>28,4</u>
a33	<u>0,210</u>	0,50	0,35	0,027	0,008	17,2	0,80	<u>0,00</u>	0,030					<u>108,6</u>
a34	0,200	<u>1,20</u>	0,35	0,013	0,008	18,0	0,50	<u>0,00</u>	0,020					75,6
a35	0,050	1,00	<u>2,10</u>	0,027	0,008	16,5	<u>0,08</u>	0,10	0,025					<u>36,3</u>
a36	0,152	<u>2,00</u>	0,35	<u>0,042</u>	0,007	15,1	<u>0,08</u>	0,05	0,030					74,2
a37	0,092	<u>0,05</u>	1,00	0,026	<u>0,012</u>	15,2	1,00	<u>0,35</u>	0,025					91,6
a38	0,102	0,54	2,00	0,027	0,006	<u>14,8</u>	<u>0,07</u>	0,08	0,030					84,6
a39	0,020	0,50	<u>0,18</u>	0,040	0,008	<u>18,2</u>	<u>0,00</u>	<u>0,00</u>	0,030					<u>-2,3</u>
a40	0,050	0,50	0,35	0,028	0,010	17,0	<u>0,44</u>	<u>0,00</u>	<u>0,008</u>					<u>25,1</u>
a41	0,100	0,51	0,33	0,027	0,008	17,4	<u>2,60</u>	0,06	0,035					<u>103,2</u>
a42	0,080	0,53	0,35	0,027	0,003	16,5	1,80	<u>0,04</u>	0,030					84,4
a43	0,050	0,52	0,31	0,027	0,003	16,9	2,50	0,10	0,035	<u>0,0060</u>				85,1
a44	0,057	0,50	0,35	0,027	0,003	17,3	1,00	<u>0,00</u>	<u>0,105</u>					83,0
a45	0,063	0,51	0,35	0,027	0,004	17,3	1,00	<u>0,00</u>	0,030		<u>2,10</u>			69,1
a46	0,060	0,50	0,35	0,028	0,003	17,1	1,50	<u>0,00</u>	0,052			<u>2,20</u>		<u>46,8</u>
a47	0,151	0,80	0,68	0,027	0,003	16,8	1,17	<u>0,00</u>	0,032				<u>0,12</u>	<u>96,7</u>
a48	0,050	0,48	0,45	0,028	0,010	18,0	1,00	<u>0,00</u>	0,060					<u>51,8</u>
a49	0,100	0,48	0,45	0,028	0,010	<u>12,5</u>	<u>0,20</u>	0,10	0,060					<u>117,0</u>
a50	0,150	0,48	0,45	0,028	0,010	16,1	1,70	<u>0,00</u>	0,030					<u>117,7</u>
a51	0,075	0,35	0,60	0,028	0,010	16,7	<u>0,00</u>	<u>0,00</u>	0,035				0,08	<u>45,1</u>
a52	<u>0,300</u>	0,48	0,45	0,028	0,003	16,5	0,50	<u>0,00</u>	0,032					<u>149,4</u>

Ejemplo comparativo

Nota: El subrayado indica los valores que están fuera del alcance de la invención.

Tabla 3

	Acero	Temperatura del recocido de formación de la fase dual (°C)	Tasa del templado por laminación en frío (%)	Temperatura del envejecimiento (°C)
Ejemplo de la invención	A1	1.100	30	—
	A2	980	—	250
	A3	1.080	1	—
	A4	850	—	300
	A5	1.050	5	—
	A6	1.080	—	—
	A7	1.020	—	—
	A8	1.040	10	—
	A9	1.090	—	—
	A10	900	—	300
	A11	1.050	—	—
	A12	1.100	5	—
	A13	1.040	2	—
	A14	1.020	—	—
	A15	1.080	—	—
	A16	920	—	300
	A17	1.090	1	—
	A18	1.070	—	250
	A19	950	1	—
	A20	1.080	—	—
	A21	1.080	—	—
	A22	1.060	2	—
	A23	1.070	—	—
	A29	1.080	3	—
	A30	1.050	20	—
	A31	1.090	—	250

Tabla 4

	Acero	Temperatura del recocido de formación de la fase dual (°C)	Tasa del templado por laminación en frío (%)	Temperatura del envejecimiento (°C)
Ejemplo comparativo	a32	920	50	300
	a33	1.050	—	250
	a34	1.080	—	—
	a35	1.070	—	—
	a36	1.050	—	—
	a37	1.060	10	200
	a38	1.080	—	—
	a39	1.090	—	—
	a40	900	—	—
	a41	1.080	—	200
	a42	1.040	5	—
	a43	1.040	—	250
	a44	1.040	2	—
	a45	1.100	—	—
	a46	870	20	250
	a47	1.080	10	250
	a48	1.080	—	250
	a49	1.000	—	200
	a50	1.050	—	200
	a51	850	—	—
a52	1.080	—	300	

5 Los aceros A1 a A31 de la Tabla 1 son unos aceros inoxidable que satisfacen la composición establecida en la presente invención, mientras que los aceros a32 a a52 de la Tabla 2 son ejemplos comparativos. El acero a49 se corresponde con el SUS410, el acero a50 con el SUS429J1, el acero a51 con el SUS430 y el acero a52 con el SUS431.

Las chapas de acero obtenidas se evaluaron de la siguiente manera:

Se midió la dureza mediante el método de ensayo de dureza Vicker establecido en la norma JIS Z2244, y se midió a partir de la superficie de la chapa de acero.

10 La cantidad de ferrita se identificó mediante ataque por ácido corrosivo de la estructura con el reactivo de Murakami descrito en el "Manual del acero inoxidable" (publicado en 1976, 4ª edición, pág. 871), y luego combinando la observación microscópica y el análisis de imágenes.

La resistencia a la corrosión se evaluó utilizando el método de medición del potencial de picaduras del acero inoxidable establecido en la norma JIS G0577, y estimando como "buenas (+)" las muestras que presentaban un valor igual o mayor que el del acero SUS430LX y como "deficientes (-)" las muestras que presentaban un valor inferior.

15 La resistencia a la intemperie se evaluó ensayando una probeta, cuya superficie estaba pulida a espejo, mediante un ensayo que repitió durante seis ciclos el ensayo de un mes de exposición al aire libre y el ensayo de abrasión de plásticos establecidos en la norma JIS K7205, y evaluando el grado de deterioro del brillo de la superficie con acabado a espejo.

20 Se midió el brillo de la superficie con acabado a espejo mediante el método 5 (GS20°) de los métodos de medición del brillo de una superficie con acabado a espejo establecidos en la norma JIS Z8741. Las muestras en las que se produjo una disminución pequeña del brillo de menos de 50, a consecuencia de la medición del brillo de la superficie

## ES 2 713 046 T3

con acabado a espejo, se consideraron como "buenas (+)" y las muestras en las que se produjo una disminución del brillo superior a 50 se consideraron como "deficientes (-)".

5 En el ensayo de abrasión de plásticos, para suprimir la abrasión y los daños del comprobador, para el disco rotativo se usó un material con una dureza de 400HV5 o mayor. En la evaluación de la calidad del material, las muestras con una dureza de 200HV o mayor y exentas de fractura por fragilidad en el momento de cizallamiento se evaluaron como "buenas (+)", y las muestras con una dureza de 200HV o menor o que experimentaron fractura por fragilidad en el momento del cizallamiento se evaluaron como "deficientes (-)".

10 Se evaluaron las fisuras en los bordes de la chapa laminada en caliente observando la bobina laminada en caliente desde las caras de los extremos, midiendo el número de fisuras en los bordes y clasificando como "A" las chapas con menos de 0,25/km, como "B" de 0,25/km a menos de 1,25/km, como "C" de 1,25/km a menos de 2,5/km, y como "D" 2,5/km o más.

Las Tablas 5 y 6 muestran los resultados de la evaluación.

Tabla 5

	Acero	Dureza HV5	Cantidad de ferrita (%)	Resistencia a la corrosión	Resistencia a la intemperie	Calidad del material	Evaluación de la fisuración en los bordes	Observaciones
Ejemplo de la invención	A1	344	28	+	+	+	B	
	A2	488	10	+	+	+	B	
	A3	515	17	+	+	+	B	
	A4	340	29	+	+	+	B	
	A5	364	25	+	+	+	B	
	A6	379	17	+	+	+	B	
	A7	386	23	+	+	+	B	
	A8	356	21	+	+	+	B	
	A9	480	12	+	+	+	B	
	A10	339	32	+	+	+	B	
	A11	369	17	+	+	+	B	
	A12	359	29	+	+	+	B	
	A13	324	17	+	+	+	B	
	A14	357	34	+	+	+	B	
	A15	419	24	+	+	+	B	
	A16	449	11	+	+	+	A	
	A17	396	26	+	+	+	A	
	A18	318	32	+	+	+	B	
	A19	497	9	+	+	+	B	
	A20	238	37	+	+	+	B	
	A21	401	26	+	+	+	B	
A22	457	20	+	+	+	B		
A23	468	17	+	+	+	B		
A29	470	16	+	+	+	B		
A30	359	40	+	+	+	B		
A31	505	5	+	+	+	B		

Tabla 6

	Acero	Dureza HV5	Cantidad de ferrita (%)	Resistencia a la corrosión	Resistencia a la intemperie	Calidad del material	Evaluación de la fisuración en los bordes	Observaciones
Ejemplo comparativo	a32	<u>160</u>	75	-	-	-	D	
	a33	644	0	-	-	-	B	
	a34	484	24	-	-	-	B	
	a35	236	64	-	-	+	D	Brillo irregular
	a36	438	26	-	-	+	B	
	a37	401	8	-	-	+	B	
	a38	406	15	-	-	+	B	
	a39	<u>178</u>	100	+	-	-	B	
	a40	<u>195</u>	85	-	-	-	D	
	a41	459	0	+	+	-	B	
	a42	371	16	-	-	+	B	
	a43	328	15	-	-	+	B	
	a44	429	17	-	+	+	B	Defectos del tipo de porosidad por gases
	a45	313	31	-	-	-	B	
	a46	<u>187</u>	82	+	-	-	D	
	a47	517	3	-	-	+	B	Aumento de los defectos del tipo de inclusión
	a48	<u>197</u>	75	-	-	-	D	
	a49	450	0	-	-	-	B	
	a50	420	0	-	+	-	B	
a51	<u>180</u>	100	-	-	-	D		
a52	550	0	-	+	-	B		

Nota: El subrayado indica los valores que están fuera del alcance de la invención.

5 Se confirmó que mediante un recocido de formación de la fase dual de una banda de acero laminada en frío del ámbito de los ingredientes establecidos en la presente invención, era posible obtener un material con una resistencia a la corrosión, una resistencia a la intemperie y una calidad del material excelentes.

Asimismo, los aceros A16 y A17, a los que se había añadido B, tenían unas fisuras extremadamente pequeñas en los bordes de los extremos laterales de las chapas laminadas en caliente y mostraron unas excelentes propiedades en las caras de los extremos.

10 En los ejemplos comparativos, los aceros a33, a34, a39, a40, a42, a44 a a48 y a50 a a52, con unos contenidos de Sn menores de 0,05%, los aceros a38, a39 y a49 con unos contenidos de Cr menores de 15%, el acero a37 con un contenido de S superior a 0,01%, el acero a36 con un contenido de P superior a 0,04% y el acero a43 con un contenido de B superior a 0,0050%, tenían una resistencia a la corrosión deficiente.

Los aceros a39 y a46, con una  $\gamma_p$  menor de 60, tenían una resistencia a la corrosión buena, pero se deterioraron con la abrasión y tenían una resistencia a la intemperie deficiente.

15 El acero a32 con un contenido de C menor de 0,020 y el acero a39 con un contenido de Cr superior a 18%, un contenido de Sn de 0% y una dureza menor de 200HV, tenían una resistencia a la corrosión escasa, se deterioraron más con la abrasión y tenían una resistencia a la intemperie deficiente.

Los aceros a33, a41, a49, a50 y a52 con una  $\gamma_p$  superior a 95 o un contenido de C superior a 0.20%, y el acero a45

con un contenido de Cu superior a 2%, se volvieron demasiado duros, por lo que la calidad del material fue deficiente.

El acero a35 tenía un contenido de Mn superior a 2%, por lo que se produjo un brillo irregular en el momento del recocido de formación de la fase dual, y el resultado fue deficiente.

5 El acero a41 tenía un contenido de Ni superior a 2,5%, por lo que el resultado también fue inadecuado en términos de los costes.

El acero a44 tenía un contenido de N superior a 0,09%, por lo que aparecieron defectos del tipo de porosidad por gases en la superficie, y el resultado fue deficiente.

El acero a47 tenía un contenido de Al superior a 0,1%, por lo que se produjeron defectos del tipo de inclusión y el resultado fue deficiente.

## 10 Ejemplo 2

15 Los diversos tipos de aceros inoxidables de las composiciones químicas que se muestran en las Tablas 7 y 8 se fundieron en un horno de fusión al vacío, se calentaron a 1.160°C durante 1 hora y luego se laminaron en caliente, para obtener unas bandas de acero laminadas en caliente de 3,0 mm de espesor que luego se pusieron en un horno de reproducción del bobinado a 760°C y se enfriaron en el horno. Las bandas laminadas en caliente se recocieron a 800°C durante 4 horas, luego se enfriaron hasta 350°C a 25°C/h, y luego se enfriaron por aire.

Asimismo, después del decapado se usó una laminación en frío para formar unas bandas de acero laminadas en frío de 0,5 mm de espesor. Las bandas de acero laminadas en frío se trataron mediante un recocido de formación de la fase dual en un horno de recocido continuo y se templaron por laminación en frío, bajo las condiciones que se muestran en las Tablas 9 y 10, y luego parte de las bandas se envejeció.

Tabla 7

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Sn	N	B	Cu	Mo	Al	γp
B1	0,020	0,50	1,50	0,027	0,003	17,3	1,00	0,10	0,0015	0,100				72,5
B2	0,150	0,50	0,35	0,027	0,008	17,0	1,00	0,10	0,0015	0,030				89,6
B3	0,200	0,50	0,35	0,013	0,008	18,0	0,50	0,07	0,0015	0,020				83,1
B4	0,080	0,10	0,35	0,027	0,008	16,5	1,00	0,10	0,0050	0,030				70,6
B5	0,090	1,00	0,35	0,027	0,007	15,2	0,80	0,05	0,0015	0,030				75,1
B6	0,092	0,50	0,20	0,026	0,008	15,2	1,00	0,10	0,0015	0,025				82,5
B7	0,102	0,54	2,00	0,027	0,006	17,3	1,00	0,08	0,0015	0,030				77,2
B8	0,078	0,50	0,35	0,040	0,008	17,3	2,00	0,10	0,0010	0,030				78,9
B9	0,152	0,50	0,35	0,028	0,010	17,0	1,00	0,10	0,0015	0,025				88,1
B10	0,080	1,00	0,20	0,027	0,008	15,0	0,50	0,06	0,0008	0,035	0,01			67,6
B11	0,080	0,53	0,35	0,027	0,003	16,5	1,80	0,20	0,0015	0,030				83,3
B12	0,068	0,50	0,35	0,027	0,005	16,8	1,00	0,13	0,0015	0,060		0,02		71,1
B13	0,050	0,52	0,31	0,027	0,003	17,1	2,50	0,10	0,0015	0,035				82,8
B14	0,102	0,50	0,35	0,027	0,003	17,3	1,00	0,05	0,0010	0,030				66,3
B15	0,130	0,51	0,35	0,027	0,004	17,3	1,00	0,30	0,0015	0,030				76,2
B16	0,104	0,50	0,35	0,028	0,003	17,2	1,50	0,21	0,0003	0,052				89,1
B17	0,117	0,48	0,56	0,027	0,003	17,3	1,00	0,10	0,0050	0,030				74,0
B18	0,085	0,50	0,35	0,027	0,009	17,3	1,80	0,08	0,0015	0,010				68,0
B19	0,150	0,42	0,45	0,023	0,003	17,3	1,00	0,10	0,0015	0,032	0,05		0,01	89,2
B20	0,080	0,80	0,68	0,027	0,003	18,0	1,00	0,21	0,0015	0,032	2,00			65,7
B21	0,095	0,48	0,45	0,028	0,010	17,3	1,00	0,18	0,0012	0,060		0,05		76,9
B22	0,150	0,48	0,45	0,028	0,003	17,3	1,70	0,11	0,0015	0,032		2,00		80,1
B23	0,150	0,90	0,45	0,027	0,003	17,3	1,00	0,10	0,0015	0,032			0,02	83,2
B29	0,150	0,50	0,45	0,027	0,003	17,6	1,00	0,21	0,0015	0,032			0,10	83,6
B30	0,102	0,41	0,44	0,030	0,006	18,0	0,59	0,17	0,0015	0,052				60,0
B31	0,147	0,56	1,10	0,027	0,003	16,3	0,70	0,10	0,0040	0,032				95,0

Ejemplo de la invención

Tabla 8

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Sn	N	B	Cu	Mo	Al	γp
b32	<u>0,010</u>	0,50	0,35	0,027	0,003	17,3	1,25	<u>0,00</u>	0,0015	0,020				<u>29,1</u>
b33	<u>0,210</u>	0,50	0,35	0,027	0,008	17,2	0,80	<u>0,00</u>	0,0015	0,030				<u>108,6</u>
b34	0,200	<u>2,10</u>	0,35	0,013	0,008	18,0	0,50	<u>0,00</u>	0,0015	0,020				65,2
b35	0,050	1,00	<u>2,10</u>	0,027	0,008	16,5	0,08	0,10	0,0050	0,025				<u>36,3</u>
b36	0,152	<u>2,00</u>	0,35	<u>0,042</u>	0,007	15,1	<u>0,08</u>	0,05	0,0015	0,030				74,2
b37	0,092	<u>0,05</u>	1,00	0,026	<u>0,012</u>	15,2	1,00	<u>0,35</u>	0,0015	0,025				91,6
b38	0,102	<u>0,54</u>	2,00	0,027	0,006	<u>14,8</u>	<u>0,07</u>	0,08	0,0015	0,030				84,6
b39	0,020	0,50	<u>0,20</u>	0,040	0,008	<u>18,2</u>	0,00	<u>0,00</u>	0,0010	0,030				<u>-2,1</u>
b40	0,050	0,50	0,35	0,028	0,010	17,0	<u>0,44</u>	<u>0,00</u>	0,0015	<u>0,008</u>				<u>25,1</u>
b41	0,100	0,51	0,33	0,027	0,008	17,4	2,60	0,06	0,0008	0,035				<u>103,2</u>
b42	0,080	0,53	0,35	0,027	0,003	16,5	1,80	<u>0,04</u>	0,0015	0,030				84,4
b43	0,050	0,52	0,31	0,027	0,003	16,9	2,50	0,10	<u>0,0060</u>	0,035				85,1
b44	0,057	0,50	0,35	0,027	0,003	17,3	1,00	<u>0,00</u>	0,0010	<u>0,105</u>				83,0
b45	0,063	0,51	0,35	0,027	0,004	17,3	1,00	<u>0,00</u>	0,0015	0,030	<u>2,10</u>			69,1
b46	0,060	0,50	0,35	0,028	0,003	17,1	1,50	<u>0,00</u>	0,0000	0,052		<u>2,20</u>		<u>46,8</u>
b47	0,151	0,80	0,68	0,027	0,003	16,8	1,17	0,00	0,0015	0,032			<u>0,12</u>	<u>96,7</u>
b48	0,050	0,48	0,45	0,028	0,010	18,0	1,00	<u>0,00</u>	0,0012	0,060				<u>51,8</u>
b49	0,100	0,48	0,45	0,028	0,010	<u>12,5</u>	<u>0,20</u>	<u>0,00</u>	0,0012	0,060				<u>117,7</u>
b50	0,150	0,48	0,45	0,028	0,010	16,1	1,70	<u>0,00</u>	0,0012	0,030				<u>117,7</u>
b51	0,075	0,35	0,60	0,028	0,010	16,7	0,00	0,00	0,0012	0,035			<u>0,08</u>	<u>45,1</u>
b52	<u>0,300</u>	0,48	0,45	0,028	0,003	16,5	0,50	<u>0,00</u>	0,0015	0,032				<u>149,4</u>
b32	<u>0,010</u>	0,50	0,35	0,027	0,003	17,3	1,25	<u>0,00</u>	0,0015	0,020				<u>29,1</u>
b33	<u>0,210</u>	0,50	0,35	0,027	0,008	17,2	0,80	<u>0,00</u>	0,0015	0,030				<u>108,6</u>
b34	0,200	<u>2,10</u>	0,35	0,013	0,008	18,0	0,50	0,10	0,0015	0,020				65,2
b35	0,050	1,00	<u>2,10</u>	0,027	0,008	16,5	0,08	0,10	0,0050	0,025				<u>36,3</u>
b36	0,152	<u>2,00</u>	0,35	<u>0,042</u>	0,007	15,1	<u>0,08</u>	0,05	0,0015	0,030				74,2
b37	0,092	<u>0,05</u>	1,00	0,026	<u>0,012</u>	15,2	1,00	<u>0,35</u>	0,0015	0,025				91,6
b38	0,102	<u>0,54</u>	2,00	0,027	0,006	<u>14,8</u>	<u>0,07</u>	0,08	0,0015	0,030				84,6
b39	0,020	0,50	<u>0,20</u>	0,040	0,008	<u>18,2</u>	0,00	<u>0,00</u>	0,0010	0,030				<u>-2,1</u>
b40	0,050	0,50	0,35	0,028	0,010	17,0	<u>0,44</u>	<u>0,00</u>	0,0015	<u>0,008</u>				<u>25,1</u>
b41	0,100	0,51	0,33	0,027	0,008	17,4	2,60	0,06	0,0008	0,035				<u>103,2</u>
b42	0,080	0,53	0,35	0,027	0,003	16,5	1,80	<u>0,04</u>	0,0015	0,030				84,4
b43	0,050	0,52	0,31	0,027	0,003	16,9	2,50	0,10	<u>0,0060</u>	0,035				85,1
b44	0,057	0,50	0,35	0,027	0,003	17,3	1,00	<u>0,00</u>	0,0010	<u>0,105</u>				83,0
b45	0,063	0,51	0,35	0,027	0,004	17,3	1,00	<u>0,00</u>	0,0015	0,030	<u>2,10</u>			69,1
b46	0,060	0,50	0,35	0,028	0,003	17,1	1,50	<u>0,00</u>	0,0000	0,052		<u>2,20</u>		<u>46,8</u>
b47	0,151	0,80	0,68	0,027	0,003	16,8	1,17	0,00	0,0015	0,032			<u>0,12</u>	<u>96,7</u>
b48	0,050	0,48	0,45	0,028	0,010	18,0	1,00	<u>0,00</u>	0,0012	0,060				<u>51,8</u>
b49	0,100	0,48	0,45	0,028	0,010	<u>12,5</u>	<u>0,20</u>	<u>0,00</u>	0,0012	0,060				<u>117,7</u>
b50	0,150	0,48	0,45	0,028	0,010	16,1	1,70	<u>0,00</u>	0,0012	0,030				<u>117,7</u>
b51	0,075	0,35	0,60	0,028	0,010	16,7	0,00	0,00	0,0012	0,035			<u>0,08</u>	<u>45,1</u>
b52	<u>0,300</u>	0,48	0,45	0,028	0,003	16,5	0,50	<u>0,00</u>	0,0015	0,032				<u>149,4</u>
b32	<u>0,010</u>	0,50	0,35	0,027	0,003	17,3	1,25	<u>0,00</u>	0,0015	0,020				<u>29,1</u>
b33	<u>0,210</u>	0,50	0,35	0,027	0,008	17,2	0,80	<u>0,00</u>	0,0015	0,030				<u>108,6</u>
b34	0,200	<u>2,10</u>	0,35	0,013	0,008	18,0	0,50	0,10	0,0015	0,020				65,2
b35	0,050	1,00	<u>2,10</u>	0,027	0,008	16,5	0,08	0,10	0,0050	0,025				<u>36,3</u>
b36	0,152	<u>2,00</u>	0,35	<u>0,042</u>	0,007	15,1	<u>0,08</u>	0,05	0,0015	0,030				74,2

Ejemplo comparativo

Tabla 9

	Nº	Temperatura del recocido de formación de la fase dual (°C)	Tasa del templado por laminación en frío (%)	Temperatura del envejecimiento (°C)
Ejemplo de la invención	B1	1.100	30	—
	B2	980	—	250
	B3	1.080	1	—
	B4	850	—	300
	B5	1.050	5	—
	B6	1.080	—	—
	B7	1.020	—	—
	B8	1.040	10	—
	B9	1.090	—	—
	B10	900	—	300
	B11	1.050	—	—
	B12	1.100	5	—
	B13	1.040	2	—
	B14	1.020	—	—
	B15	1.080	—	—
	B16	920	—	300
	B17	1.090	1	—
	B18	1.070	—	250
	B19	950	1	—
	B20	1.080	—	—
	B21	1.080	—	—
B22	1.060	2	—	
B23	1.070	—	—	
B29	1.080	3	—	
B30	1.050	20	—	
B31	1.090	—	250	

Tabla 10

	Acero	Temperatura del recocido de formación de la fase dual (°C)	Tasa del templado por laminación en frío (%)	Temperatura del envejecimiento (°C)
Ejemplo comparativo	b32	920	50	300
	b33	1.050	—	250
	b34	1.080	—	—
	b35	1.070	—	—
	b36	1.050	—	—
	b37	1.060	10	200

b38	1.080	—	—
b39	1.090	—	—
b40	900	—	—
b41	1.080	—	200
b42	1.040	5	—
b43	1.040	—	250
b44	1.040	2	—
b45	1.100	—	—
b46	870	20	250
b47	1.080	10	250
b48	1.080	—	250
b49	1.000	—	200
b50	1.050	—	200
b51	850	—	—
b52	1.080	—	300

Los aceros B1 a B31 de la Tabla 7 son unos aceros inoxidables que satisfacen la composición que se establece en la presente invención, mientras que los aceros b32 a b52 de la Tabla 8 son ejemplos comparativos. El acero b49 se corresponde con el SUS410, el acero b50 con el SUS429J1, el acero b51 con el SUS430 y el acero b52 con el SUS431.

- 5 Las chapas de acero obtenidas se evaluaron de la misma manera que en el Ejemplo 1. Las Tablas 11 y 12 muestran los resultados.

Tabla 11

	Acero	Dureza HV5	Cantidad de ferrita (%)	Resistencia a la corrosión	Resistencia a la intemperie	Calidad del material	Evaluación de la fisuración en los bordes	Observaciones
Ejemplo de la invención	B1	344	28	+	+	+	A	
	B2	488	10	+	+	+	A	
	B3	515	17	+	+	+	A	
	B4	340	29	+	+	+	A	
	B5	364	25	+	+	+	A	
	B6	379	17	+	+	+	A	
	B7	386	23	+	+	+	A	
	B8	356	21	+	+	+	A	
	B9	480	12	+	+	+	A	
	B10	339	32	+	+	+	A	
	B11	369	17	+	+	+	A	
	B12	359	29	+	+	+	A	
	B13	324	17	+	+	+	A	
	B14	357	34	+	+	+	A	
	B15	419	24	+	+	+	A	
	B16	449	11	+	+	+	A	
	B17	396	26	+	+	+	A	

ES 2 713 046 T3

B18	318	32	+	+	+	A	
B19	489	11	+	+	+	A	
B20	331	34	+	+	+	A	
B21	409	23	+	+	+	A	
B22	457	20	+	+	+	A	
B23	468	17	+	+	+	A	
B29	470	16	+	+	+	A	
B30	359	40	+	+	+	A	
B31	505	5	+	+	+	A	

Tabla 12

	Acero	Dureza HV5	Cantidad de ferrita (%)	Resistencia a la corrosión	Resistencia a la intemperie	Calidad del material	Evaluación de la fisuración en los bordes	Observaciones
Ejemplo comparativo	b32	<u>160</u>	75	-	-	+	C	
	b33	644	0	-	-	-	A	
	b34	442	35	-	-	-	A	
	b35	236	64	-	-	+	C	Brillo irregular
	b36	438	26	-	-	+	A	
	b37	401	8	-	-	+	A	
	b38	406	15	-	-	+	A	
	b39	<u>178</u>	100	+	-	+	A	
	b40	<u>195</u>	85	-	-	-	C	
	b41	459	0	+	+	-	A	
	b42	371	16	-	-	+	A	
	b43	328	15	-	-	+	A	
	b44	429	17	-	+	+	A	Defectos del tipo de porosidad por gases
	b45	313	31	-	-	-	A	
	b46	<u>187</u>	82	+	-	+	C	
	b47	517	3	-	-	+	A	Aumento de los defectos del tipo de inclusión
	b48	<u>197</u>	75	+	-	+	C	
	b49	450	0	-	-	-	A	
	b50	420	0	+	+	-	A	
	b51	<u>180</u>	100	-	-	+	C	
b52	550	0	+	+	-	A		

Nota: El subrayado indica los valores que están fuera del alcance de la invención.

5 Se confirmó que mediante un recocido de formación de la fase dual de una banda de acero laminada en frío, del ámbito de los ingredientes establecidos en la presente invención, era posible obtener un material con una resistencia a la corrosión, una resistencia a la intemperie y una calidad del material excelentes.

Asimismo, había unas fisuras extremadamente pequeñas en los bordes de los extremos laterales de las chapas laminadas en caliente y mostraron unas excelentes propiedades en la cara de los extremos.

5 En los ejemplos comparativos, los aceros b32 a b34, b39, b40, b42 y b44 a b52 con unas cantidades de adición de Sn menores de 0,05%, los aceros b38 y b49 con un contenido de Cr menor de 15%, el acero B37 con un contenido de S superior a 0,01, el acero b36 con un contenido de P superior a 0,04%, y el acero b43 con un contenido de B superior a 0,0050%, tenían una resistencia a la corrosión deficiente.

Los aceros b39 y b46, con una  $\gamma_p$  menor de 60, tenían una resistencia a la corrosión buena, pero se deterioraron debido a la abrasión y tenían una resistencia a la intemperie deficiente.

10 El acero b32 con un contenido de C menor de 0,020% y un contenido de Sn de 0%, y el acero b39 con un contenido de Cr superior a 18%, un contenido de Sn de 0% y una dureza menor de 200HV, tenían una resistencia a la corrosión deficiente, se deterioraron debido a la abrasión y tenían una resistencia a la intemperie deficiente.

Los aceros b33, b41, b49, b50 y b52 con una  $\gamma_p$  superior a 95 o un contenido de C superior a 0,20%, y el acero b45 con un contenido de Cu superior a 2%, eran demasiado duros y tenían una calidad de material deficiente.

15 El acero b35 tenía un contenido de Mn superior a 2% y experimentó un brillo irregular en el momento del recocido de formación de la fase dual, por lo que el resultado fue deficiente.

El acero b41 tenía un contenido de Ni superior a 2,5%, por lo que también fue inadecuado en términos del coste.

En el acero b44, que tenía un contenido de N superior a 0,09%, aparecieron defectos del tipo de porosidad por gases en la superficie y el resultado fue deficiente.

20 El acero b47 tenía un contenido de Al superior a 0,1%, por lo que se produjeron defectos debidos a inclusiones y el resultado fue deficiente.

#### **Aplicabilidad industrial**

25 De acuerdo con la presente invención, es posible proporcionar económicamente un acero inoxidable de estructura de fase dual de alta resistencia mecánica que esté mejorado en la resistencia a la corrosión de la fase martensita en particular, consiga la resistencia a la corrosión que se corresponde con la del acero de 18 a 19Cr en base al acero 17Cr sin cambiar el equilibrio de las fases, soporte una corrosión al aire libre severa y los entornos abrasivos, y no disminuya el brillo de la superficie con acabado a espejo durante un largo plazo y sea posible aplicarlo como material para diversos componentes, tales como reflectores de la luz solar y equipos de iluminación domésticos, espejos, maquinaria y equipos eléctricos y electrónicos, por lo que su aplicabilidad en la industria es amplia.

**REIVINDICACIONES**

1.- Una chapa de acero inoxidable y una banda de acero inoxidable de estructura de fase dual, caracterizadas por contener, en % en masa,

C: 0,02 a 0,20%,

5 Si: 0,10 a 1,0%,

Mn: 0,20 a 2,0%,

P: 0,040% o menos,

S: 0,010% o menos,

Cr: 15,0 a 18,0%,

10 Ni: 0,5 a 2,5%,

Sn: 0,05 a 0,30% y

N: 0,010 a 0,10%,

que opcionalmente contienen además, uno o más de

B: 0,0003 a 0,0050%,

15 Cu: 0,30 a 2,0%,

Mo: 0,30 a 2,0% y

Al: 0,01 a 0,1%,

que tienen una  $\gamma_p$ , indicada mediante la siguiente fórmula (a), en el intervalo de 60 a 95, que tienen un resto de Fe e impurezas inevitables,

20 que tienen una estructura de fase dual de ferrita y martensita, y

que tienen una dureza Vicker de 200HV o más:

$$\gamma_p = 420C + 470N + 23Ni + 7Mn + 9Cu - 11,5Cr - 11,5Si - 12Mo - 7Sn - 49Ti - 47Nb - 52Al + 189 \quad (a)$$

2.- Un método de producción de una chapa de acero inoxidable y una banda de acero inoxidable de estructura de fase dual, caracterizado por comprender:

25 tratar la chapa de acero inoxidable laminada en frío o la banda de acero inoxidable laminada en frío, que tienen la composición de la reivindicación 1, mediante

calentarlas hasta la región de la fase dual de ferrita y austenita de 850 a 1.100°C y enfriarlas para un recocido de formación de la fase dual, para provocar de ese modo que la fase austenita se transforme en martensita, y

obtener una estructura de fase dual de ferrita y martensita a temperatura ambiente.

30 3.- Un método de producción de una chapa de acero inoxidable y una banda de acero inoxidable de estructura de fase dual según se establece en la reivindicación 2,

caracterizado por que el enfriamiento, en dicho recocido de formación de la fase dual, comprende enfriar hasta una temperatura de 550°C o menos a una velocidad de enfriamiento de 20°C/s o más.

35 4.- Un método de producción de una chapa de acero inoxidable y una banda de acero inoxidable de estructura de fase dual según se establece en la reivindicación 2 ó 3,

caracterizado por realizar, además, un templeado por laminación en frío y/o un envejecimiento después de dicho recocido de formación de la fase dual.

Fig.1

