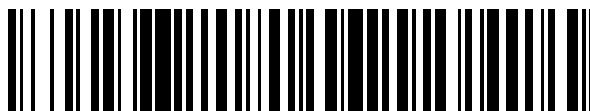


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 817 436**

51 Int. Cl.:

**C22C 38/00** (2006.01)  
**C21D 9/46** (2006.01)  
**C22C 38/38** (2006.01)  
**C22C 38/58** (2006.01)  
**C21D 6/00** (2006.01)  
**C21D 8/02** (2006.01)  
**C22C 38/18** (2006.01)  
**C22C 38/42** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **01.08.2008 E 18188353 (9)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **01.07.2020 EP 3434802**

54 Título: **Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad**

30 Prioridad:

**02.08.2007 JP 2007202016**  
**29.08.2007 JP 2007222259**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**07.04.2021**

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:

**HATANO, MASAHARU;**  
**TAKAHASHI, AKIHIKO;**  
**ISHIMARU, EIICHIRO y**  
**KIMURA, KEN**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 817 436 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

Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad

**Campo de la técnica**

5 La presente invención se refiere a un acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad.

Según la presente invención, es posible producir acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad sin incluir una gran cantidad del elemento Ni, caro y raro, por lo que se cree que esto puede contribuir a la conservación de recursos y a la protección del medio ambiente. También se describe aquí un método para su producción.

10 **Antecedentes de la técnica**

15 El acero inoxidable se puede clasificar a grandes rasgos en acero inoxidable austenítico, acero inoxidable ferrítico, y acero inoxidable bifásico (ferrítico-austenítico). El acero inoxidable austenítico contiene el costoso Ni en un 7% en masa o más. Muchos tipos son excelentes en trabajabilidad. El acero inoxidable ferrítico casi no contiene Ni y, en general, tiene una trabajabilidad considerablemente menor que la del acero inoxidable austenítico. Por otro lado, el acero inoxidable bifásico (ferrítico-austenítico) tiene un contenido comparativamente pequeño de Ni. Se considera que muchos tipos tienen una posición intermedia en trabajabilidad, resistencia a la corrosión, etc., entre la del acero inoxidable austenítico y la del acero inoxidable ferrítico.

20 En los últimos años, las mejoras en la tecnología de refino han permitido un cambio hacia un contenido ultra bajo de carbono/nitrógeno. Debido a la adición de Ti, Nb, y de otros elementos estabilizadores, también se están mejorando la resistencia a la corrosión y la trabajabilidad en el acero inoxidable ferrítico. Por lo tanto, este acero se está usando en una gama más amplia de campos. Un factor importante en esto es que el acero inoxidable ferrítico es económicamente superior al acero inoxidable austenítico, que contiene una gran cantidad de Ni. Sin embargo, el acero inoxidable ferrítico es muy inferior al acero inoxidable austenítico con respecto a la trabajabilidad, particularmente en el alargamiento del material y en el alargamiento uniforme.

25 Por lo tanto, el acero inoxidable ferrítico-austenítico, que se posiciona entre el acero austenítico y el ferrítico, ha sido el centro de atención en los últimos años. Convencionalmente, el acero inoxidable ferrítico-austenítico tal como el SUS 329J4L contiene más del 5% de Ni. Además, contiene varios porcentajes de Mo, - que es más raro y más caro que el Ni-. Por lo tanto, todavía hay un problema en términos de su difusión, uso, y economía.

30 Para hacer frente a este problema, en la Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 11-071643 se ha descrito un acero inoxidable ferrítico-austenítico que usa Mo como un elemento aditivo opcional y que limita la cantidad de Ni a más del 0,1% y a menos del 1%, o en el Documento WO/02/27056 se ha descrito del 0,5% al 1,7%. Estos aceros inoxidables ferrítico-austeníticos se dirigen hacia un menor contenido de Ni, por lo que contienen N en una cantidad superior al 0,1% y Mn en una cantidad sustancialmente superior al 3,7%.

35 La Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 2006-169622 y la Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 2006-183129 describen aceros inoxidables ferrítico-austeníticos destinados a la mejora del alargamiento total y de la capacidad de estiramiento profundo limitando la cantidad de Ni a sustancialmente un 3% o menos, y ajustando el contenido de C+N de la fase de la austenita y del resto de los ingredientes. Además, la Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 10-219407 describe un acero inoxidable ferrítico excelente en ductilidad con una cantidad de N de sustancialmente menos del 0,06, con una fase de ferrita como la fase matriz, y una fase de austenita residual de menos del 20%.

40 Si se observan desde el punto de vista de la trabajabilidad, estas citas de patentes incluyen hallazgos para mejorar la ductilidad del acero inoxidable ferrítico-austenítico, pero todas estas son técnicas para mejorar el alargamiento de rotura por tracción. El alargamiento de rotura comprende el alargamiento uniforme y el alargamiento local, por lo que a veces el aumento del alargamiento local puede dar como resultado que aumente el alargamiento de rotura. Sin embargo, si no se aumenta el alargamiento uniforme, no se mejorará la trabajabilidad real. En la técnica anterior, no se menciona en absoluto una técnica para mejorar el alargamiento uniforme que es tan importante en la trabajabilidad real.

45 Por ejemplo, la Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 10-219407 describe una tecnología que usa acero inoxidable con una fase de ferrita como su fase constituyente principal y que contiene una fase de austenita residual para mejorar el alargamiento de rotura por tracción mediante el fenómeno TRIP (por sus siglas en inglés). La Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 11-071643 describe un método que define la estabilidad de una fase de austenita para mejorar el alargamiento por tracción. La Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 2006-169622 describe la técnica para definir el porcentaje de la fase de la austenita y las cantidades de C y N en la fase de la austenita para mejorar el alargamiento total en una prueba de tracción.

50 Sin embargo, en la Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 10-219407, como muestra en los ejemplos, los valores del alargamiento de rotura por tracción son del 34 al 42%, es decir, el alargamiento de rotura no es necesariamente

5 alto. Además, incluso si la chapa o la placa de acero no se rompe y se "fractura" en la conformación real, a menudo se considera impracticable cuando se produce el estrechamiento. Es decir, más que el "alargamiento de rotura" en una prueba de tracción, el límite de deformación uniforme, es decir, el "alargamiento uniforme", determina la trabajabilidad, pero no se sabe a qué grado de nivel se encuentra el alargamiento uniforme. La Publicación de Patente Japonesa núm. 11-071643 describe un alargamiento de rotura por tracción de hasta un máximo del 46%. Además, la Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 2006-169622 describe en los ejemplos un alargamiento de rotura de hasta un máximo del 71%. Sin embargo, incluso estas citas no describen en absoluto el alargamiento uniforme que gobierna la trabajabilidad real.

10 A continuación, se ve esto desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión. La Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 2006-200035 y la Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 2006-233308 describen mejoras en la resistencia a la corrosión por fisuras y en la resistencia a la corrosión intergranular de aceros inoxidable ferrítico-austeníticos similares a los de la Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 2006-169622 y a los de la Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 2006-183129. La Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 2006-200035 describe la supresión de la corrosión por fisuras en una prueba de exposición a ambiente costero para un acero inoxidable ferrítico-austenítico en el que una cantidad de Mn está limitada a menos del 2% y se añade una cantidad de Ni de más del 0,5%.

15 Por otro lado, la Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 2006-233308 describe un acero inoxidable ferrítico-austenítico que contiene Mn en más del 2% y menos del 4%, y con una cantidad de Ni de sustancialmente menos del 0,6% en el que se suprime el agrietamiento del límite de grano después de hervirlo en una disolución de ácido sulfúrico/sulfato cúprico.

20 La Publicación de Patente Japonesa (A) núm. 5-247594 describe un acero inoxidable de dos fases con resistencia mejorada al clima bajo condiciones costeras cercanas. Este acero inoxidable de dos fases contiene una cantidad de Mn de sustancialmente más del 4% o una cantidad de Mn de menos del 4% y una cantidad de Ni de más del 3%.

25 Ninguna de las publicaciones anteriores tiene descripciones que sugieran de manera alguna una resistencia a la corrosión en un ambiente de cloruro neutro, tal como el más usado generalmente en el potencial de picadura. En otras palabras, se puede decir que aún no se han clarificado los ingredientes del acero inoxidable ferrítico-austenítico orientados hacia un contenido bajo de Ni que está provisto de una resistencia a la corrosión en un ambiente de cloruro neutro igual o mayor que la del SUS 304 y que es excelente en trabajabilidad, y su método de producción.

El documento EP-A-0 889 145 describe un acero inoxidable austenoferrítico con bajo contenido en níquel y alto alargamiento a la tracción, que tiene una composición que comprende (en peso):

30 carbono <0,04%, 0,4% <silicio <1,2%, 2% <manganeso <4%, 0,1% <níquel <1%, 18% <cromo <22%, 0,05% <cobre <4%, azufre <0,03%, fósforo <0,1%, 0,1% <nitrógeno <0,3% y molibdeno <3%, donde el acero tiene una estructura bifásica de austenita y ferrita y comprende entre 30% y 70% de austenita, y donde el acero se define por condiciones adicionales.

35 El documento EP-A-1 715 073 describe un acero inoxidable austenítico-ferrítico que tiene una estructura metálica que contiene una fase de ferrita y una fase de austenita, estando la cantidad de (C + N) en la fase de austenita en un intervalo de 0,16 a 2% en masa, y estando el porcentaje en volumen de la fase austenítica en un intervalo de 10 a 85%. Además, el acero inoxidable comprende, además de otros elementos, un 12% o menos de Mn, y un 0,05 a un 0,6% de N. Este documento enseña que a partir del punto de formación de la fase de austenita, el contenido de N está adicionalmente limitado preferiblemente al 0,18% en masa o más. A partir del punto de la trabajabilidad en caliente, el contenido de N además está limitadpreferiblemente al 0,34% en masa o menos.

**Descripción de la invención**

45 La presente invención se realizó en vista del estado actual de la técnica anterior, y tiene como objetivo proporcionar un acero inoxidable ferrítico-austenítico orientado hacia un contenido bajo de Ni que sea con excelente resistencia a la corrosión, particularmente en resistencia a la corrosión en un ambiente de cloruro neutro, y que tenga un alto "alargamiento uniforme", el factor que gobierna la trabajabilidad, y un método de producción del mismo.

50 Los inventores realizaron una investigación intensiva para resolver los problemas anteriores y, como resultado, descubrieron que definiendo los ingredientes y la estructura metálica del acero, en particular el equilibrio de la fase de ferrita y de la fase de austenita, y controlando las condiciones del recocido y de otras condiciones de producción, se puede obtener el acero inoxidable ferrítico-austenítico con una resistencia a la corrosión en un ambiente de cloruro neutro igual o mayor que la del SUS 304, con un excelente alargamiento uniforme, y que es con excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad, y de ese modo han completado la presente descripción.

Aquí también se describe lo siguiente, que no está dentro de las reivindicaciones:

(1) Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad caracterizado por contener, en % en masa,

55 C: 0,001 a 0,1%,

Cr: 17 a 25%,

Si: 0,01 a 1%,

Mn: 0,5 a 3,7%, y

N: 0,06% a menos de 0,15%,

- 5 que tiene un indicador de picadura (valor PI, por sus siglas en inglés) mostrado por la siguiente fórmula (a) de más de 18%, que tiene un balance de Fe e impurezas inevitables, y que tiene una fase de ferrita como fase de matriz y que tiene una fracción volumétrica de la fase de austenita de 15 a 50%.

$$\text{Indicador de picadura (valor PI)} = \text{Cr} + 3\text{Mo} + 10\text{N} - \text{Mn} \dots \text{(a)}$$

- 10 (2) Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad como se establece en (1), caracterizado por contener, además, en % en masa, ambos Ni: de 0,6 a 3% y Cu: de 0,1 a 3%.

(3) Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad como se establece en (1) o (2), caracterizado por contener, además, en % en masa, uno o más de

Mo: 1% o menos,

Nb: 0,5% o menos,

- 15 Ti: 0,5% o menos,

Al: 0,1% o menos,

B: 0,01% o menos,

Ca: 0,01% o menos, y

Mg: 0,01% o menos

- 20 (4) Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad como se establece en cualquiera de (1) a (3), caracterizado por tener un potencial de picadura  $V_c'100$  en una disolución acuosa de NaCl al 30% a 30°C, de 0,3 V (Vv.s.AGCL) o más.

- 25 (5) Un método de producción de acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad que comprende forjar en caliente o laminar en caliente un lingote de acero inoxidable con los ingredientes de acero como se establecen en cualquiera de (1) a (3) para obtener un material de acero laminado en caliente, recocer el material de acero laminado en caliente, repetir luego el trabajo en frío y el recocido, caracterizado dicho método de producción de un material de acero por realizar el recocido final calentando y manteniendo el material a una temperatura de 950 a 1.150°C, realizándolo a una velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de calentamiento hasta 200°C de 3°C/s o más, y hacer que la fase de la ferrita sea una fase matriz y hacer que una fracción volumétrica de la fase de la austenita sea de 15 a 50%.

- 35 (6) Un método de producción de acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad que comprende forjar en caliente o laminar en caliente un lingote de acero inoxidable con los ingredientes de acero como se establecen en cualquiera de (1) a (3) para obtener un material de acero laminado en caliente, recocer el material de acero laminado en caliente, repetir luego el trabajo en frío y el recocido, caracterizado dicho método de producción de un material de acero por realizar el recocido final calentando y manteniendo el material a una temperatura de 950 a 1.150°C, realizándolo luego a una velocidad de enfriamiento promedio hasta 600°C de 3°C/s o más, manteniendo el material en una región de temperaturas de 200 a 600°C durante 1 minuto o más, y hacer luego que la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de mantenimiento hasta la temperatura ambiente sea de 3°C/s o más, y hacer que una fase de ferrita sea la fase matriz y hacer que una fracción volumétrica de la fase de austenita sea de 15 a 50%.

- 40 (7) Un método de producción de acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad como se establece en (5) o (6), caracterizado por hacer que una fase de ferrita sea la fase matriz y hacer que una fracción volumétrica de la fase de austenita sea de 15 a 50%, y hacer que un potencial de picadura  $V_c'100$  en una disolución acuosa de NaCl al 30% a 30°C, sea el 0,3% (Vv.s.AGCL) o más.

- 45 La presente invención se refiere a lo siguiente:

(8) Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente trabajabilidad caracterizado por que consiste, en % en masa, en:

C: 0,002 a 0,1%,

Si: 0,05 a 2%,

Mn: 0,05 a 3,00%,

P: menos que 0,05%,

S: menos que 0,01%,

Cr: 17 a 25%,

5 N: 0,03 a 0,13%, y

un balance de hierro e impurezas inevitables, y

opcionalmente uno o más de, en % en masa,

Ni: 0,1 a 5%,

Cu: 0,1 a 5%,

10 Mo: 0,1 a 5%,

Nb: 0,03 a 0,5%,

Ti: 0,03 a 0,5%,

Ca: 0,0002 a 0,003%, y

Mg: 0,0002 a 0,003%;

15 que tiene una fracción volumétrica de una fase de austenita de 10% a menos de 50%,

que tiene un valor Md calculado a partir de la composición química en la fase de austenita que satisface la siguiente fórmula (b),

que tiene una relación de granos de austenita en una sección transversal vertical a una dirección transversal de laminación con un tamaño de grano de 15 µm o menos y una relación de aspecto de forma menor que 3 que representa el 90% o más del número total de los granos de la austenita, y que además tiene en la misma sección transversal una distancia promedio entre los granos de la austenita más cercanos de 12 µm o menos:

20

$$-10 \leq Md \leq 110 \quad (b)$$

en donde,

$$Md = 551 - 462(\{C\} + [N]) - 9,2[Si] - 8,1[Mn] - 13,7[Cr] - 29[Ni] - 29[Cu] - 18,5 [Mo],$$

25 [ ] es la composición (% en masa) en la fase de la austenita, y

{ } es la composición promedio (% en masa)

(9) Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente trabajabilidad como se establece en (8) caracterizado por contener además, en % en masa, uno o más de

Ni: de 0,1 a 5%,

30 Cu: de 0,1 a 5%, y

Mo: 0,1 a 5%.

(10) Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente trabajabilidad como se establece en cualquiera de (8) o (9) caracterizado por contener además, en % en masa, uno o ambos de

Nb: de 0,03 a 0,5% y

35 Ti: de 0,03 a 0,5%.

(11) Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente trabajabilidad como se establece en cualquiera de (8) a (10) caracterizado por contener además, en % en masa, uno o ambos de

Ca: de 0,0002 a 0,003% y

Mg: de 0,0002 a 0,003%.

(12) Un método de producción de acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente trabajabilidad caracterizado por hacer colada continua de acero de los ingredientes que se establecen en cualquiera de (8) a (11), calentar la losa de acero obtenida antes del laminado en caliente a una temperatura de calentamiento T1 (°C) de 1.150°C a menos de 1.250°C, luego laminar a 1.000°C o más con una tasa de reducción de un 30% o una tasa de reducción superior, luego mantener durante 30 segundos o más durante una pasada o más para así obtener una placa laminada en caliente con una tasa total de laminado en caliente del 96% o más, recocer esta placa a una temperatura de T1-100°C a T1°C, después laminar en frío adecuadamente, realizar el proceso de recocido o no, y luego realizar el recocido final de 1.000°C a 1.100°C (método no contemplado dentro del alcance de las reivindicaciones).

**Breve descripción de los dibujos**

- 10 La Figura 1 es una vista que muestra la relación de la velocidad de enfriamiento del recocido final y el potencial de picadura del Acero n.º 1.
- La Figura 2 es una vista que muestra los resultados de la medición de Ebsp (por sus siglas en inglés) clasificados en una fase BCC y en una fase FCC, donde (a) muestra la fase BCC, y (b) la fase FCC en un color blanco.
- La Figura 3 es una vista que muestra la relación de una fracción  $\gamma$  y el alargamiento uniforme (u-EL).
- 15 La Figura 4 es una vista que muestra la relación de un valor Md y el alargamiento uniforme (u-EL).
- La Figura 5 es una vista que muestra la relación de la relación (X1) de los granos de la austenita con un tamaño de grano de 15  $\mu\text{m}$  o menos y una relación del aspecto de la forma de menos de 3 en todos los granos de la austenita y el alargamiento uniforme (u-EL).
- 20 La Figura 6 es una vista que muestra la relación del valor promedio (X2) de la distancia de cada grano de austenita con el grano más cercano y el alargamiento uniforme (u-EL).

**Mejor modo para llevar a cabo la invención**

Los inventores se comprometieron a investigar los efectos de los ingredientes, del equilibrio de las fases, y del estado del recocido final en la resistencia a la corrosión y en la trabajabilidad del acero inoxidable ferrítico-austenítico orientado hacia un contenido bajo de Ni.

25 Como primer hallazgo (no contemplado dentro del alcance de las reivindicaciones), los inventores descubrieron que, desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión, es posible obtener un acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad provisto de una resistencia a la corrosión en un ambiente de cloruro neutro igual o mayor que la del SUS 304, es decir, con un potencial de picadura Vc'100 en una disolución acuosa de NaCl al 30% a 30°C, de 0,3 V (Vv.s.AGCL) o más, y provisto de un excelente alargamiento del material, particularmente un excelente alargamiento uniforme de un alargamiento uniforme del 30% o más en una prueba de tracción.

Además, como segundo hallazgo, los inventores descubrieron que, desde el punto de vista de la trabajabilidad, es posible obtener un acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad proporcionando las condiciones en las que los granos de la austenita deben estar provistos de: (1) un tamaño de grano que sea pequeño y una forma que sea cercana a la esférica (no se aplana en la dirección del laminado), (2) una distancia entre los granos de austenita más cercanos que sea estrecha, y, además, (3) una estabilidad de la austenita (valor Md) calculada a partir de la composición química en la fase de austenita que se encuentre dentro de un intervalo apropiado, y de ese modo han completado la presente invención que se define en las reivindicaciones.

35 Primero, los inventores explicarán los primeros hallazgos, (no contemplados dentro del alcance de las reivindicaciones).

40 Los inventores realizaron una investigación intensiva sobre los efectos de los ingredientes y del equilibrio de las fases en la resistencia a la corrosión y en la trabajabilidad del acero inoxidable ferrítico-austenítico orientado hacia un contenido bajo de Ni, y los efectos de las condiciones del recocido final en la resistencia a la corrosión.

A continuación, los inventores explicarán los resultados de las pruebas representativas.

45 Los inventores laminaron en caliente un lingote de acero inoxidable obtenido fundiendo a vacío un acero inoxidable ferrítico-austenítico con los ingredientes mostrados en la Tabla 1 para producir una placa laminada en caliente de 5 mm de espesor. Recocieron la placa laminada en caliente a 1.000°C, la decaparon, y luego la laminaron en frío para preparar una lámina laminada en frío de 1 mm de espesor. Recocieron la lámina laminada en frío a 1.000°C, y luego la enfriaron mediante enfriamiento por aire forzado de 1.000°C a 200°C a una velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de 35 a 40°C/s. La lámina recocida laminada en frío se usó para la medición de la fracción volumétrica de la fase de la austenita ( $\gamma$ ), para la medición del potencial de picadura, y para una prueba de tracción según la norma JIS 13B. Como materiales comparativos, se usaron SUS 304 de 1 mm de espesor y SUS 430LX de contenidos ultra bajos de C y N. Téngase en cuenta que, el indicador de picadura (valor PI) del acero que contiene una cantidad comparativamente grande de Mn se calcula a partir de Cr +3Mo +10N -Mn (%)

La fracción volumétrica de la fase  $\gamma$  (en adelante descrita como la "fracción  $\gamma$ ") se encontró mediante la medición de un mapa de fases que identifica las estructuras cristalinas de fcc y bcc usando el método EBSD (por sus siglas en inglés) en la sección transversal de la lámina. Para el potencial de picadura, se midió el Vc'100 (Vv.s.AGCL) sobre una superficie pulida #500 en una disolución acuosa de NaCl al 30% a 30°C. El valor de la medición del potencial de picadura se estableció como el promedio de n3. Para la prueba de tracción según la norma JIS 13B, se tomó una pieza de prueba de tracción en la dirección del laminado, y se midió el alargamiento uniforme hasta que se produjo el estrechamiento a una velocidad de tensión de 20 mm/min (intervalo de velocidad de tensión definido en la norma JIS Z 2241).

La Tabla 1 muestra, además de los ingredientes del acero, los resultados de la medición de la fracción  $\gamma$ , el Vc'100, y el alargamiento uniforme. Como queda claro en la Tabla 1, el Acero n.º 1 tiene un potencial de picadura de 0,38 V, un alargamiento uniforme del 35%, y una resistencia a la corrosión en un ambiente de cloruro neutro igual o mayor que la del SUS 304. En comparación con el SUS 430LX, con trabajabilidad mejorada a través de un desplazamiento hacia contenidos ultra bajos de C y N, se mejoró enormemente el alargamiento uniforme.

Por otro lado, los Aceros n.º 2 a 6 tienen alargamientos uniformes suficientemente superiores al del SUS 430LX, pero tienen potenciales de picadura iguales o menores al del SUS 430LX, o muy inferiores en comparación al del SUS 304. Los ingredientes de los aceros con potenciales de picadura inferiores se caracterizan por tener (i) una cantidad de Si que es superior al 1% (Acero N.º 2), (ii) una cantidad de Mn que está próxima al 3,8% (Acero n.º 3), (iii) una cantidad de N que está próxima al 0,15% (Acero n.º 4), (iv) un indicador de picadura (valor PI) que es menor que 18% (Acero n.º 5), y (v) una cantidad de N que está próxima al 0,16% y una fracción  $\gamma$  que es superior al 50% (Acero n.º 6).

Tabla 1

Acero núm.	Ingredientes Químicos (% en masa)								Fracción $\gamma$	Vc' 100	Alargamiento uniforme
	C	Si	Mn	Cr	N	Ni	Cu	Pi			
1	0,03	0,1	3,2	21,2	0,09	1,0	0,4	19,0	30%	0,38	35%
2	0,03	1,1	3,2	21,3	0,10	1,0	0,5	19,2	25%	0,16	31%
3	0,03	0,1	3,8	22,0	0,12	0,9	0,6	19,4	35%	0,22	36%
4	0,02	0,1	3,1	21,0	0,15	0,8	0,4	19,5	35%	0,18	37%
5	0,03	0,1	3,2	20,0	0,09	1,0	0,5	17,7	20%	0,23	30%
6	0,02	0,1	3,0	21,2	0,16	1,6	0,4	19,8	55%	0,12	40%
SUS 304	0,05	0,5	1,0	18,1	0,03	8,3	0,2	17,4	100%	0,33	42%
SUS 430LX	0,003	0,1	0,1	16,3	0,01	—	—	16,3	0%	0,20	19%

Vv.s.AGCL

-: Sin adición SUS430LX: contenido de Ti del 0,3%

La Figura 1 muestra la relación de la velocidad de enfriamiento en el recocido final y el potencial de picadura del Acero n.º 1. Para obtener un potencial de picadura igual o mayor que el del SUS 304 (0,3 V o más), es necesario restringir la velocidad de enfriamiento a 3°C/s o más. Además, como se muestra por el punto negro en el dibujo, el acero enfriado por el método de mantenimiento a 500°C durante 1 minuto tiene la característica de tener un potencial de picadura mayor que cuando se enfría de forma continua con una velocidad de enfriamiento de 5°C/s sin mantenimiento.

Para explicar los resultados de la prueba, los inventores analizaron en detalle la estructura usando un microscopio óptico, SEM (microscopio electrónico de barrido), y TEM (microscopio electrónico de transmisión).

Primero, los inventores colocaron la sección transversal de la lámina en resina y la pulieron, luego la decaparon con una disolución de ferrocianuro de potasio (nombre del producto: Reactivo de Murakami), y luego la decaparon electrolíticamente adicionalmente con ácido oxálico para su uso para observación con un microscopio óptico. Si se realiza el decapado con una disolución de ferrocianuro de potasio, se puede distinguir la fase de la ferrita por su color gris y la fase de la austenita por su color blanco. Además, si se decapa electrolíticamente con ácido oxálico, cuando se sensibiliza, se puede confirmar la corrosión intergranular. A continuación, los inventores analizaron la misma pieza de prueba mediante SEM-EDS (por sus siglas en inglés) para analizar los elementos metálicos en la fase de la ferrita y en la fase de la austenita. Por último, los inventores identificaron el precipitado de la misma pieza de prueba mediante el método TEM (por sus siglas en inglés) de una réplica de extracción.

Para la fracción volumétrica de la fase  $\gamma$ , los inventores realizaron un análisis estructural detallado mediante el método de la medición de un mapa de fases que identifica las estructuras cristalinas fcc y bcc en la sección transversal de la lámina mediante el método EBSD (por sus siglas en inglés), midieron el potencial de picadura por el método de

medición del  $V_c'100$  (Vv.s.AGCL) sobre una superficie pulida #500 como una superficie de evaluación en una disolución acuosa de NaCl al 30% a 30°C (tégase en cuenta que el valor de la medición del potencial de picadura se estableció como el promedio de n3), y, según una prueba de tracción según la norma JIS 13B, se obtuvo una pieza de prueba de tracción de la dirección del laminado y se midió el alargamiento uniforme hasta que ocurrió el estrechamiento a una velocidad de tensión de 20 mm/min (intervalo de velocidad de tensión definido en la norma JIS Z 2241). Como resultado, los inventores llegaron a los siguientes hallazgos que explican los resultados de las pruebas de la Tabla 1 y de la Figura 1.

- (a) En los límites de grano de la ferrita y en los límites de grano ferrítico-austenítico de los Aceros n.º 2, 4 y 6, se confirmó la corrosión intergranular debida a la sensibilización. Además, en los límites de grano cristalino, se observó precipitación de nitruros de Cr. Por lo tanto, la reducción en el potencial de picadura se puede interpretar como que es debida a la sensibilización que acompaña a la precipitación de nitruros de Cr. Es decir, aumentando la cantidad de Si (más del 1%) o la cantidad de N (0,15% o más), se aumenta la sensibilidad a la precipitación de los nitruros de Cr en los límites de grano cristalino, y disminuye el potencial de picadura en una proporción inversa al valor PI del indicador de picadura.
- (b) La cantidad de Cr y la cantidad de Mn en relación con el valor de PI difieren en su distribución en la fase de ferrita y en la fase de austenita. Por ejemplo, en el caso de los Aceros n.º 1, 2, 4 y 6, la cantidad de Cr es del 22 al 23% en la fase de la ferrita y del 18 al 19% en la fase de la austenita, mientras que la cantidad de Mn es aproximadamente el 3% en la fase de la ferrita y aproximadamente el 4% en la fase de la austenita. A pesar de que los Aceros n.º 4 y 6 tienen los mismos niveles de cantidad de N, el potencial de picadura del Acero n.º 6 es bajo. Se cree que la caída en el potencial de picadura, además de la sensibilización mencionada en (a), también se debe a la fracción  $\gamma$  y con una cantidad baja de Cr y una cantidad alta de Mn que está en una relación grande de más de 50%. Es decir, se sugiere la posibilidad de que, si se permite la formación de una gran cantidad de una fase de austenita con una cantidad baja de Cr y una cantidad alta de Mn, se hará reducirá la resistencia a la corrosión.
- (c) El Acero n.º 3, en comparación con otros aceros, tiene sulfuros a base de Mn grandes que exceden de 5  $\mu\text{m}$  en los lados más largos dispersos en el mismo. Debido a esto, se cree que la caída en el potencial de picadura se debe a los sulfuros a base de Mn comparativamente grandes formados debido a la gran cantidad de Mn (3,8%) que actúan como puntos de inicio de las picaduras.
- (d) Los Aceros n.º 1 y 5 no mostraron la sensibilización mencionada anteriormente, ni sulfuros a base de Mn comparativamente grandes. Por lo tanto, se cree que la caída en el potencial de picadura en el Acero n.º 5 se debe en gran parte al valor bajo de PI (<18%).
- (e) Como se muestra en la Figura 1, el potencial de picadura del Acero n.º 1 disminuye a medida que disminuye la velocidad de enfriamiento. Cuando la velocidad de enfriamiento es 5°C/s o menos, aunque no se pudo confirmar la corrosión intergranular clara con el decapado electrolítico con ácido oxálico, se observó la presencia de algunos nitruros de Cr en los límites de grano cristalino mediante la observación por TEM (por sus siglas en inglés). Debido a esto, se cree que la caída en el potencial de picaduras está relacionada con la precipitación de los nitruros de Cr.
- (f) El potencial de picadura del Acero n.º 1, como se muestra por el punto negro en la Figura 1, mejora si se mantiene temporalmente el acero a 500°C en lugar de enfriarlo de forma continua. Cuando se mantuvo a 500°C, no se observó la presencia de nitruros de Cr como los explicados en el apartado (e) anterior. Se cree que el N presente en un estado sobresaturado cerca de los límites de grano ferrítico-austenítico se difunde hacia los granos de la austenita con límites de solubilidad grades para sólidos cuando se mantiene el acero a 500°C y, por lo tanto, se suprime la precipitación de los nitruros de Cr.
- (g) El alargamiento uniforme de un material, indicador de la trabajabilidad, tiende a aumentar a medida que aumenta la fracción  $\gamma$ , tal como se desprende de la Tabla 1. Sin embargo, mientras que cuando la fracción  $\gamma$  es superior al 50% se obtiene un alargamiento uniforme alto comparable al alargamiento del SUS 304, la caída en la resistencia a la corrosión es notable tal como se explica en el párrafo (b) anterior. Cuando la fracción  $\gamma$  es del 20 al 35%, la estructura metálica se convierte en una en donde la fase de ferrita es la fase matriz y las fases de austenita elíptica a circular están igualmente dispersas en ella. Dicha estructura metálica con la fase de austenita dispersa en ella tiene un alargamiento uniforme más alto en comparación con la estructura de capa de la fase ferrítico-austenítica observada en el SUS 329J4L normal y en otros aceros inoxidable de dos fases.

La descripción como se ha definido en los puntos (1) a (7) anteriores se completó en base a los primeros hallazgos, es decir, los hallazgos de (a) a (g).

A continuación, los inventores explicarán los segundos hallazgos. Los segundos hallazgos incluyen la invención como se define en las reivindicaciones.

- Los inventores investigaron los factores de la estructura metálica que gobiernan el alargamiento uniforme en relación con los problemas anteriores produciendo varios aceros inoxidable ferrítico-austeníticos en el laboratorio, laminándolos en caliente, luego recociéndolos y laminándolos en frío para producir chapa de acero de calibre delgado. Investigaron la relación de las estructuras metálicas de la lámina de acero de calibre delgado obtenida y el



alargamiento uniforme después de las pruebas de tracción y, como resultado, obtuvieron los siguientes hallazgos sobre las características del grano de la austenita en aceros con un alargamiento uniforme alto.

(h) El tamaño del grano era pequeño y la forma era casi esférica (no aplanada en la dirección del laminado).

(i) La distancia entre los granos de la austenita más cercanos era estrecha.

5 (j) Había un valor adecuado para la estabilidad de la austenita calculado a partir de la composición química en la fase de la austenita.

A continuación, los inventores explicarán los detalles de estos hallazgos.

10 Primero, los inventores produjeron 10 tipos de acero con composiciones de 0,006 a 0,030% de C, de 0,10 a 0,85% de Si, de 1,0 a 3,0% de Mn, de 0,022 a 0,039% de P, de 0,0002 a 0,0035% de S, de 20,1 a 21,0% de Cr, y de 0,08 a 0,12% de N, luego se laminaron en caliente, luego se recoció y se laminaron en frío para producir láminas de acero de calibre delgado. Durante esto, se cambiaron las condiciones del laminado en caliente, las temperaturas de recocido, y otras condiciones de producción. Se obtuvieron piezas para la prueba de tracción de la norma JIS 13B a partir de las chapas de acero de calibre delgado de 1 mm de espesor obtenidas paralelas a la dirección del laminado, y se midieron sus alargamientos uniformes mediante un método basado en la norma JIS Z 2241. La velocidad de tensión se estableció en 10 mm/min. Además, se investigaron la estructura metálica en una sección transversal y vertical a la dirección transversal del laminado (sección L) en la posición central de la dirección transversal del laminado de cada una de las chapas de acero de calibre delgado por EBSD (por sus siglas en inglés) y se identificaron las fases. Se clasificaron los datos obtenidos por EBSD (por sus siglas en inglés) para cada grano cristalino en granos de ferrita (fase BCC) y en granos de austenita (fase FCC), y se midió primero la fracción de austenita. Además, en los lugares donde la diferencia de la orientación cristalina era de 15° o más en puntos de medición adyacentes se consideraron como los límites de grano cristalino y se mostraron mediante líneas negras. En la Figura 2 se muestran ejemplos de las mediciones. La Figura 2 (a) muestra la fase BCC, y la Figura 2(b) muestra la fase FCC, cada una mostrada por el color blanco.

25 Además, los inventores midieron los tamaños de grano y las relaciones del aspecto de los granos para los granos de la austenita (fase FCC), y midieron la distancia entre los granos más cercanos para los granos de la austenita. Para la distancia entre los granos más cercanos, usaron el valor más pequeño de la distancia entre las posiciones centrales de los granos de la austenita como la distancia entre los granos más cercanos de esos granos. Para la posición central de cada grano cristalino, tomaron la posición de 1/2L y 1/2H, donde la longitud en la dirección del laminado del grano es L y la longitud en la dirección del grosor de la lámina es H, en la posición central. Midieron la distancia entre los granos más cercanos para cada uno de los 100 granos de austenita y encontraron su valor promedio.

30 Además, los inventores usaron EPMA (por sus siglas en inglés) para investigar la composición química en los granos de la austenita. A partir de la composición química obtenida, calcularon un valor Md como un indicador de la estabilidad de la fase de la austenita. En la presente descripción, Md es un indicador que expresa la estabilidad de la austenita calculada por la siguiente fórmula (2). Los coeficientes en la fórmula se basaron en la fórmula de Nohara et al. (ver Journal of the ISIJ 63 (1.977) p. 772). [ ] en la fórmula indica una composición medida por EPMA (por sus siglas en inglés) para cada elemento. Sin embargo, la cuantificación por EPMA (por sus siglas en inglés) para el C en la fase de la austenita es difícil, por lo que se muestra la composición promedio { }. La "composición promedio" a la que se hace referencia en la presente descripción expresa la composición promedio contenida en el acero independientemente de la fase y se encuentra mediante el método de absorción en el infrarrojo por combustión descrito en la norma JIS G 1211:

$$\text{Md} = 551 - 462(\{C\} + [N]) - 9,2 [Si] - 8,1 [Mn] - 13,7 [Cr] - 29 [Ni] - 29 [Cu] - 18,5 [Mo] \dots (2)$$

El valor Md se determina por la composición química en los granos de la austenita. Por lo tanto, cambiando la composición química en los granos de la austenita mediante, por ejemplo, la temperatura de recocido, el tiempo de recocido o similar, se puede ajustar el valor Md.

45 N, Cu, Ni y Mn se concentran en la fase de la austenita, es decir, son elementos con concentraciones más altas en la fase de la austenita que en la fase de la ferrita, por lo que al aumentar las cantidades de adición de estos elementos se puede reducir el valor Md. Además, normalmente, la composición de la fase de la austenita no es una composición de equilibrio determinada por la temperatura de recocido. Esto se debe a que se necesita tiempo para la difusión de los elementos que se distribuirán a la fase de la austenita y a la fase de la ferrita a una cierta temperatura de recocido. Por lo tanto, aumentando el tiempo de retención en el proceso de recocido final se permitirá que se aproxime a la composición de equilibrio (aumentará la concentración de N, Cu, Ni y Mn en la fase de la austenita), por lo que hacer que el tiempo de retención sea más largo también es un método eficaz para reducir el valor Md. Sin embargo, con un tiempo de retención de 30 minutos, se logrará sustancialmente la composición de equilibrio.

55 El C es un elemento que disminuye el valor Md. Aumentando la cantidad de adición, se puede reducir el valor Md. Además, el C es también un elemento que se concentra en la fase de la austenita, sin embargo, es difícil la medición de la concentración en la fase de la austenita. En la presente invención, en la fórmula para el cálculo del valor Md, se usa la composición promedio de C. Por lo tanto, el tiempo de retención del recocido no tiene efecto en el valor Md de

la presente invención.

No se puede decir que los efectos del Si y del Cr en el valor Md sean claros. Es decir, estos elementos actúan como coeficientes negativos en el valor Md, por lo que cuando estos elementos se ven de manera individual, la adición de cantidades mayores reducirá el valor Md. Sin embargo, cuando las cantidades de Si y Cr son altas, disminuyen las concentraciones de Mn, Ni, Cu y similares en la fase de la austenita, por lo que a veces, al contrario, aumenta el valor Md. Dependiendo de las concentraciones de Mn, Ni, Cu y de otros elementos, y de las condiciones del recocido, cambian los niveles de los efectos del Cr y del Si.

Como se explicó anteriormente, el valor Md está determinado por la composición química en los granos de la austenita. La composición química en los granos de la austenita también cambia dependiendo de la fracción de la austenita. Es decir, cuando la fracción de la austenita es baja, aumenta la concentración de los elementos formadores de la austenita en la fase de la austenita, por lo que el valor Md tiende a disminuir. Por otro lado, cuando la fracción de la austenita es baja, la concentración de los elementos formadores de la austenita en la fase de la austenita resulta más baja, por lo que aumenta el valor Md. Además, la fracción de la austenita cambia según la temperatura. En los ingredientes establecidos en la presente invención, la fracción de la austenita es la más alta de 1.000°C a 1.150°C. A temperaturas más altas o más bajas, disminuye la fracción de la austenita.

Además, cuanto mayor sea el valor absoluto del alargamiento uniforme, mayor será la trabajabilidad, sin embargo, si el alargamiento uniforme es del 30% o más, el nivel resulta más alto en comparación con el del acero inoxidable ferrítico, mientras que, si es del 40% o más, es posible trabajar el acero en casi la misma forma que con el acero inoxidable austenítico con buena trabajabilidad.

Primero, los inventores investigaron la relación entre la fracción volumétrica (fracción de la austenita) de la fase de la austenita y el alargamiento uniforme para todos los datos. En la Figura 3 se muestra la relación entre la fase de la austenita y el alargamiento uniforme durante una prueba de tracción.

Existe un intervalo de idoneidad de la fracción de la austenita con respecto al alargamiento uniforme. Si es demasiado alta o demasiado baja, disminuirá el alargamiento uniforme. Para asegurar un alargamiento uniforme del 30% o más, es necesario hacer que la fracción de la austenita sea de 10% a menos de 50%. El intervalo es preferiblemente de 15 a 40%.

A continuación, en la Figura 4 se muestra la relación entre el valor Md y el alargamiento uniforme para los datos donde la fracción de la austenita es de 10% a menos de 50%. Para obtener un buen alargamiento uniforme, también hay un intervalo adecuado del valor Md similar al de la fracción de la austenita. En un intervalo de valores Md de -10 a +110, el alargamiento uniforme es un valor alto del 34 al 44%. Un alargamiento tan alto no se puede obtener fuera de este intervalo. Sin embargo, únicamente con el valor Md solo, la variación en el alargamiento uniforme es demasiado grande. También puede haber otros factores estructurales que afectan al alargamiento uniforme.

El tamaño y la forma del grano de los granos de la austenita también pueden afectar al alargamiento uniforme, por lo que los inventores midieron, para el valor Md de -10 a +110 en la Figura 4, la "proporción de granos de austenita con un tamaño de grano de 15  $\mu\text{m}$  o menos y una relación del aspecto de la forma de menos de 3 en el número total de los granos de la austenita", se midió X1 (%) y se investigó su relación con el alargamiento uniforme u-EL (%). En la Figura 5 se muestran los resultados. Como se muestra en la Figura 5, cuanto más alta sea esta relación, mayor será el alargamiento uniforme. Cuando la relación es del 90% o más, se puede obtener un alargamiento uniforme aún mejor.

Además, en la Figura 6 se muestra la relación entre la distancia promedio X2 ( $\mu\text{m}$ ) con los granos más cercanos de los granos de la austenita, medida como se explicó anteriormente, extrayendo los datos donde el alargamiento uniforme es del 37% o más en la Figura 5, y el alargamiento uniforme u-EL (%). Cuanto más corto sea el valor promedio de la distancia con los granos más cercanos, mayor será el alargamiento uniforme. Cuando el valor sea de 12  $\mu\text{m}$  o menos, el alargamiento uniforme resulta extremadamente alto.

Los aspectos de la invención establecidos en (8) a (11) se completaron en base a los segundos hallazgos explicados anteriormente, es decir, los hallazgos de (h) a (j).

A continuación, se explicarán en detalle los requisitos de los primeros hallazgos y segundos hallazgos. Téngase en cuenta que, las indicaciones "%" de los contenidos de los elementos significan "% de masa".

Primero, a continuación, se explicarán las razones para limitar los ingredientes, la estructura metálica, y las condiciones de producción según los primeros hallazgos (no contemplados dentro de las reivindicaciones).

El C es un elemento que aumenta la fracción volumétrica de la fase de la austenita y se concentra en la fase de la austenita para aumentar la estabilidad de la fase de la austenita. Para obtener los efectos anteriores, se incluye en un 0,001% o más. Sin embargo, si es superior al 0,1%, la temperatura del tratamiento térmico para hacer que el C forme una disolución sólida resulta notablemente alta y el acero será susceptible a la sensibilización debido a la precipitación del límite de grano del carburo. Por lo tanto, el contenido se establece en 0,1% o menos, preferiblemente en el 0,05% o menos.

El Cr es un elemento necesario para asegurar la resistencia a la corrosión. Para lograr el objetivo de los primeros

hallazgos de resistencia a la corrosión, su límite inferior se establece en el 17%. Sin embargo, si es superior al 25%, se produce una caída en la tenacidad y una caída en el alargamiento, y se dificulta la formación de una fase de austenita en el acero. Por este motivo, el contenido se establece en el 25% o menos. Desde los puntos de vista de la resistencia a la corrosión, de la trabajabilidad y de la producción, el contenido es preferiblemente del 19 al 23%, más preferiblemente del 20 al 22%.

El Si a veces se añade como un elemento desoxidante. Para obtener el efecto anterior, se incluye en un 0,01% o más. Sin embargo, si supera el 1%, resulta difícil asegurar el objeto de los primeros hallazgos de resistencia a la corrosión. Por lo tanto, el contenido se establece en 1% o menos. La adición excesiva conduce además a un aumento en los costos de refinado. Desde el punto de vista de resistencia a la corrosión y de la producción, el contenido es preferiblemente del 0,02 al 0,6%, más preferiblemente del 0,05 al 0,2%.

El Mn es un elemento que aumenta la fracción volumétrica de la fase de la austenita y se concentra en la fase de la austenita para aumentar la estabilidad de la fase de la austenita. Además, también es un elemento eficaz como agente desoxidante. Para obtener el efecto anterior, se incluye en un 0,5% o más. Sin embargo, si supera el 3,7%, resulta difícil asegurar el objeto de los primeros hallazgos de resistencia a la corrosión. Por lo tanto, el contenido se establece en el 3,7% o menos. Desde los puntos de vista de resistencia a la corrosión, de la trabajabilidad y de la producción, el contenido es preferiblemente del 2 al 3,5%, más preferiblemente del 2,5 al 3,3%.

El N, como el C, es un elemento que aumenta la fracción volumétrica de la fase de la austenita y se concentra en la fase de la austenita para estabilizar la fase de la austenita. Además, es un elemento que forma una solución sólida con la fase de la austenita y aumenta la resistencia a la picadura. Para obtener los efectos anteriores, su límite inferior se establece en el 0,06%. Sin embargo, si se añade un 0,15% o más, el nitruro de cromo contenido en el material de acero excederá del 0,1% en masa y la mayor parte del nitruro de cromo precipitará en los límites de grano cristalino, por lo que se convertirá en un factor que formará una capa empobrecida en cromo. Por lo tanto, será difícil asegurar el objeto de los primeros hallazgos de resistencia a la corrosión.

Por lo tanto, el contenido se establece en menos del 0,15%. Además, la adición de N provoca la aparición de orificios de fuga durante la fusión y hace que caiga la trabajabilidad en caliente. Desde los puntos de vista de resistencia a la corrosión, de la trabajabilidad y de la producción, el contenido es preferiblemente del 0,07 al 0,14%, más preferiblemente del 0,08 al 0,12%.

El indicador de picadura (valor PI) en un ambiente de cloruro neutro se calcula mediante la siguiente fórmula (a):

$$\text{Indicador de picadura (valor PI)} = \text{Cr} + 3\text{Mo} + 10\text{N} - \text{Mn} (\%) \quad (\text{a})$$

Téngase en cuenta que Cr, Mo, N, y Mn en la fórmula anterior significan el% de masa de los elementos. Los elementos que no están contenidos se tratan como 0.

Como se describe en, por ejemplo, "Stainless Steel Handbook 3ª Edición", página 622, de Japan Stainless Steel Association, se emplearon un coeficiente de Mo a Cr de 3 y un coeficiente de N a Cr de 10.

Se usó un coeficiente de Mn a Cr de, por ejemplo, -1 descrito en Current Advances in Materials and Processes, vol. 18 (2,005), página 607. Para obtener una resistencia a la corrosión igual o superior a la del SUS 304 en un ambiente de cloruro neutro según el objetivo de los primeros hallazgos,  $\text{Cr} + 3\text{Mo} + 10\text{N} - \text{Mn} > 18 (\%)$ , más preferiblemente 19% o más.

El Ni es un elemento formador de austenita y es eficaz para asegurar los objetos de los primeros hallazgos de resistencia a la corrosión y trabajabilidad. Cuando se añade, el contenido se establece en el 0,6% o más para lograr los efectos anteriores. Un contenido que exceda del 3% conduce a un aumento en los costos del material y hace que sea difícil lograr que los efectos se ajusten a los costos. Por lo tanto, cuando se añade, su contenido es del 3% o menos. Desde los puntos de vista de resistencia a la corrosión, de la trabajabilidad y de la economía, el contenido es preferiblemente del 0,7 al 2,8%, más preferiblemente del 0,9 al 2,0%.

El Cu, como el Mn y el Ni, es un elemento formador de austenita y es eficaz para asegurar principalmente los objetos de los primeros hallazgos de resistencia a la corrosión y trabajabilidad. Particularmente, es un elemento eficaz para mejorar la resistencia a la corrosión añadido en combinación con el Ni. Cuando se añade, se establece en 0,1% o más para obtener el efecto anterior añadido en combinación con el Ni. Un contenido que exceda del 3% conduce a un aumento en los costos del material y hace que sea difícil lograr que los efectos se ajusten a los costos. Por lo tanto, cuando se añade, el contenido se establece en el 3% o menos. Desde los puntos de vista de resistencia a la corrosión, de la trabajabilidad y de la economía, el contenido es preferiblemente del 0,3 al 1%, más preferiblemente del 0,4 al 0,6%.

El Mo se puede ser añadir apropiadamente para mejorar la resistencia a la corrosión. Para obtener el efecto anterior, es preferible una adición del 0,2% o más. Sin embargo, un contenido que exceda del 1% a veces resta valor a la economía. Por lo tanto, cuando se añade, el contenido se establece en 1% o menos. Desde los puntos de vista de resistencia a la corrosión y de la economía, el contenido es preferiblemente del 0,2 al 0,8%.

El Ti y el Nb se pueden añadir apropiadamente para suprimir la sensibilización debido al C y al N y, por lo tanto, para mejorar la resistencia a la corrosión. Para obtener el efecto anterior, es preferible una adición del 0,01% o más para

cada uno.

5 Sin embargo, contenidos que excedan del 0,5% a veces restan valor a la economía, y también disminuyen la fracción de la austenita y endurecen la fase de la ferrita para de ese modo restar trabajabilidad. Por lo tanto, cuando se añaden estos elementos, el contenido de cada uno se establece respectivamente en un 0,5% o menos. Desde los puntos de vista de la resistencia a la corrosión y de la trabajabilidad, el contenido de cada uno es más preferiblemente del 0,03 al 0,3%, más preferiblemente del 0,05 al 0,1%.

10 El Al es un poderoso agente desoxidante y se puede añadir apropiadamente. Para obtener el efecto anterior, es preferible la adición de 0,001% o más. Sin embargo, un contenido que exceda de 0,2% a veces es un factor en la formación de nitruros, y causa daños en la superficie y una caída en la resistencia a la corrosión. Por lo tanto, cuando se añade, el contenido se establece en el 0,2% o menos. Desde el punto de vista de la producción y de la resistencia a la corrosión, el contenido es más preferiblemente de 0,005 a 0,1%.

15 B, Ca y Mg se pueden añadir adecuadamente para mejorar la trabajabilidad en caliente. Para obtener el efecto anterior, es preferible una adición para cada uno de 0,0002% o más. Sin embargo, un contenido para cada uno que supere 0,01% a veces hace que la resistencia a la corrosión caiga notablemente. Por lo tanto, cuando se añaden estos elementos, el contenido para cada uno se establece en 0,01% o menos. Desde los puntos de vista de la trabajabilidad en caliente y de la resistencia a la corrosión, el contenido para cada uno es más preferiblemente del 0,0005 al 0,005%.

20 Además, el acero inoxidable según los primeros hallazgos puede contener, además de los ingredientes anteriores, P y S como parte de las impurezas inevitables en los intervalos dados a continuación. P y S son elementos dañinos para la trabajabilidad en caliente y para la resistencia a la corrosión. El contenido de P es preferiblemente 0,1% o menos, más preferiblemente 0,05% o menos. La reducción excesiva conduce a un aumento en los costos de refinado y de los materiales, por lo que el límite inferior es preferiblemente el 0,005%. El contenido de S es preferiblemente 0,01% o menos, más preferiblemente el 0,005% o menos. La reducción excesiva conduce a un aumento en los costos de refinado y de los materiales, por lo que el límite inferior es preferiblemente el 0,0005%.

25 A continuación, se explicarán las razones de la limitación de la estructura metálica. El acero inoxidable ferrítico-austenítico según los primeros hallazgos tiene los ingredientes anteriores y se mejora la resistencia a la corrosión y la trabajabilidad al tener una fracción volumétrica definida para la fase de la austenita (en adelante, "fracción  $\gamma$ ").

30 La fracción  $\gamma$ , como se mencionó anteriormente, se puede encontrar por el método EBSP (por sus siglas en inglés). El método EBSP (por sus siglas en inglés), como por ejemplo el que se describe en Microscopy; Seiichi Suzuki, vol. 39, n.º 2, 121 a 124, designa los datos del sistema cristalino de la fase de la austenita (fcc) y de la fase de la ferrita (bcc) y muestra un mapa de distribución de fases en el que se asigna un color a cada fase. Debido a esto, se puede comprender el estado de la dispersión de la fase de la austenita y encontrar la fracción  $\gamma$ . La pieza para la prueba es una sección transversal de la lámina, y la medición se realiza con un aumento de x500 y a un tamaño de paso de 10  $\mu\text{m}$ .

35 El límite superior de la fracción  $\gamma$  se establece en el 50% o menos para asegurar el objeto de los primeros hallazgos mencionados anteriormente de resistencia a la corrosión. Para mejorar el alargamiento uniforme del material, el límite inferior de la fracción  $\gamma$  se establece en 15% o más, más preferiblemente en 20% o más. Desde los puntos de vista de la resistencia a la corrosión y del alargamiento, el contenido está más preferiblemente en un intervalo de 30 a 40%.

40 El estado de dispersión de la fase de la austenita no está particularmente definido, pero desde el punto de vista de mejorar el alargamiento uniforme del material, es preferible que, en lugar de tener una estructura de tipo capa de la fase ferrítica-austenítica, se establece que la fase de la ferrita sea la fase matriz y que las fases de la austenita de elíptica a circular se dispersen a 100  $\mu\text{m}$ , más preferiblemente las fases de austenita se dispersen a menos de 50  $\mu\text{m}$ .

45 El acero inoxidable ferrítico-austenítico con los ingredientes de los primeros hallazgos y la estructura metálica anterior puede tener un potencial de picadura, un indicador de la resistencia a la corrosión, de 0,3 V o más y un alargamiento uniforme, un indicador de la trabajabilidad, aumentado de 30% a 50%, y puede dar una resistencia a la corrosión en un ambiente de cloruro neutro igual o mayor que la del SUS 304, y una trabajabilidad significativamente mayor que la del SUS 430LX y cercana a la del SUS 304. Las condiciones de medición del potencial de picadura y del alargamiento uniforme son similares a las mencionadas anteriormente y son las siguientes. Para el potencial de picadura, se midió Vc'100 (Vv.s.AGCL) sobre una superficie pulida #500 como la superficie de evaluación en una disolución acuosa de NaCl al 30% a 30°C. El valor de la medición del potencial de picadura se estableció como el valor promedio de n3. Para el alargamiento uniforme, según la prueba de tracción de la norma JIS 13 B, se tomó una pieza de prueba de tracción en la dirección del laminado, y se midió el alargamiento uniforme hasta que ocurría el estrechamiento a una velocidad de tracción de 20 mm/min (intervalo de velocidad de tracción especificado en la norma JIS Z 2241).

50 Para lograr los objetivos de los primeros hallazgos de resistencia a la corrosión y de trabajabilidad, en los aceros inoxidables austeníticos-ferríticos con los ingredientes y la estructura metálica explicados anteriormente, son preferibles las siguientes condiciones de producción.

55 El material de acero laminado en caliente usado para la producción no está particularmente limitado siempre que tenga los ingredientes anteriores. El recocido final después del trabajo en frío comprende preferiblemente calentamiento y mantenimiento a una temperatura de 950 a 1.150°C. Cuando es menos de 950°C, a veces es insuficiente la

- recristalización de la estructura trabajada. Cuando se superan los 1.150°C, el tamaño del grano se hace más grande y, a veces, la estructura no se convierte en una estructura tipo capa de fase ferrítica-austenítica, sino que se desvía en gran medida de la preferida, donde la fase de ferrita es la fase matriz y las fases de austenita de elíptica a circular se dispersan a menos de 100 µm. Además, a veces la fracción y disminuye y no se puede obtener un buen alargamiento. Para obtener una estructura preferible con el fin de lograr resistencia a la corrosión y trabajabilidad, el intervalo es más preferiblemente de 980 a 1.100°C, aún más preferiblemente de 980 a 1.050°C.
- El enfriamiento después del recocido final preferiblemente se realiza preferiblemente a una velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de calentamiento a 200°C de 3°C/s o más. Cuando es menor que 3°C/s, la resistencia a la corrosión disminuye debido a la sensibilización basada en la precipitación del límite de grano de los nitruros de Cr. El límite superior de la velocidad de enfriamiento no está particularmente definido, pero en el caso de enfriamiento con gas, es aproximadamente 50°C/s. En el caso de enfriamiento por agua, es de 300 a 500°C/s. Cuando se usa una instalación de recocido en continuo industrial, la velocidad es preferiblemente de 10 a 40°C/s, más preferiblemente de 25 a 35°C/s.
- En el proceso de enfriamiento del recocido final, es preferible que el material de acero se mantenga a una temperatura de 200 a 600°C durante 1 minuto o más. Debido al N presente en un estado sobresaturado cerca de los límites de grano cristalino que se difunde en la fase de la austenita con su gran límite de solubilidad de sólidos y que forma una disolución sólida en el momento de mantenerlo a esa región de temperatura, se suprime la precipitación en el límite de grano de los nitruros de Cr lo que conduce a una caída en el potencial de picadura. Es decir, se puede suprimir la caída en la resistencia a la corrosión causada por la sensibilización.
- Cuanto más alta sea la temperatura de mantenimiento, más efectiva es la difusión del N, sin embargo, una temperatura superior a 600°C acelera la precipitación en el límite de grano de los nitruros de carbono y Cr. Por lo tanto, el límite superior se establece en 600°C. Si es menor que 200°C, la difusión de N llevará mucho tiempo, lo que dificulta el logro del efecto anterior. Por lo tanto, el límite inferior se establece en 200°C, más preferiblemente en el intervalo de 300 a 550°C, más preferiblemente de 400 a 550°C.
- El tiempo de mantenimiento se establece preferiblemente en 1 minuto o más para obtener el efecto anterior. El límite superior no está particularmente definido, pero cuando se usa una instalación industrial de recocido en continuo, un tiempo de mantenimiento prolongado conduce a una caída en la productividad, por lo que el tiempo es preferiblemente de 5 minutos o menos, más preferiblemente de 3 minutos o menos.
- Según el método de producción anterior, es posible producir acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad con una fase de ferrita como fase de matriz, con una fracción volumétrica de una fase de austenita de 15 a 50%, con un potencial de picadura  $V_c'100$  de 0,3 V (Vv.s.AGCL) o más en una disolución acuosa de NaCl al 30% a 30°C, y con un alargamiento uniforme en una prueba de tracción de 30% o más.
- A continuación, se explicarán seguidamente las razones para limitar los ingredientes, la estructura metálica, y las condiciones de producción según los segundos hallazgos.
- El C es un elemento con un gran efecto sobre la estabilidad de la fase de la austenita. Cuando se añade más de 0,100%, a veces disminuye el alargamiento uniforme. Además, promueve la precipitación de los carburos de Cr, por lo que causa corrosión granular. Por lo tanto, el límite superior se estableció en el 0,100%. Además, desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión, cuanto más bajo es el C, más preferible, sin embargo, si se toma en consideración la capacidad de las instalaciones actuales, al reducir la cantidad de C a menos de 0,002% se produciría un gran aumento en los costos, por lo que el límite inferior es este valor, preferiblemente de 0,002 a 0,8%.
- El Si se usa como un elemento desoxidante y algunas veces se añade para mejorar la resistencia a la oxidación. Sin embargo, la adición de más del 2,00% conducirá a un endurecimiento del material y causará una caída en el alargamiento uniforme, por lo que el límite superior es este valor, preferiblemente 1,6% o menos. Además, la reducción extrema del Si daría lugar a un aumento de los costos en el momento del refino, por lo que el límite inferior se estableció en 0,05, preferiblemente en 0,08%.
- El Mn se concentra en la fase de la austenita y tiene un papel importante en el cambio de la estabilidad de la fase de la austenita. Sin embargo, una gran adición no solo reducirá el alargamiento uniforme, sino que también reducirá la resistencia a la corrosión y la trabajabilidad en caliente, por lo que el límite superior se estableció en 5,00%. Menos de 0,05% provoca un aumento en los costos en el proceso de refino, por lo que este valor se estableció en el límite inferior. Desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión, es preferible un valor más bajo, por lo que el límite superior en la presente invención es 3,00%, preferiblemente 2,60%.
- El P es un elemento que está incluido inevitablemente. Además, está contenido en el Cr y en otros materiales. Por lo tanto, su reducción es difícil, sin embargo, si está contenido en una gran cantidad, hace que disminuya la trabajabilidad, por lo que el límite superior se estableció en menos del 0,050%. Sin embargo, cuanto más bajo sea su contenido, más preferible es, por lo que es preferible que sea el 0,035% o menos.
- El S es un elemento que está incluido inevitablemente. Se une al Mn para formar inclusiones y, a veces, se convierte en el punto de inicio de la oxidación, por lo que el límite superior se estableció en menos de 0,010%. Cuanto más bajo

sea su contenido, más preferible es desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión, por lo que es preferible que sea 0,0020% o menos.

5 El Cr es un elemento necesario para asegurar la resistencia a la corrosión. Se necesita una adición de 17% o más. Sin embargo, una gran adición causa grietas por trabajo en caliente y conduce a un aumento en los costos del proceso de refinado, por lo que el límite superior se estableció en 25%, preferiblemente de 17 a 22%.

10 El N, como el C, es un elemento con un gran efecto sobre la estabilidad de la fase de la austenita. Además, si existe en una solución sólida, este elemento tiene el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión, por lo que se añade 0,010% o más. Sin embargo, si se añade más del 0,150%, algunas veces disminuirá el alargamiento uniforme. También, precipitarán fácilmente los nitruros de Cr y causarán que disminuya a la inversa la resistencia a la corrosión. Por lo tanto, en la presente invención N está contenido en un intervalo de 0,03 a 0,13%.

Además, se pueden añadir selectivamente los siguientes elementos.

15 El Ni es un elemento estabilizador de la austenita y es importante para ajustar la estabilidad de la fase de la austenita. Además, tiene el efecto de suprimir las grietas por trabajo en caliente, por lo que cuando se desean obtener estos efectos, se puede añadir en un 0,10% o más. La adición de más de 5,00% provoca un aumento en los costos del material y, además, a veces dificulta el logro de una estructura bifásica austenítica-ferrítica, por lo que el límite superior es estableció en este valor, preferiblemente el 3,00% o menos.

20 El Cu, como el Ni, es un elemento estabilizador de la austenita y es importante para ajustar la estabilidad de la fase de la austenita. Además, tiene el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión, por lo que se puede añadir en un 0,10% o más. Sin embargo, la adición de más de 5,00% promueve las grietas durante el trabajo en caliente y, además, reduce la resistencia a la corrosión, por lo que el límite superior se estableció en este valor.

El Mo es un elemento que mejora la resistencia a la corrosión, por lo que se puede añadir selectivamente. La adición del 0,10% o más permite obtener el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión, por lo que es preferible la adición de este valor o más. Sin embargo, la adición de más de 5,00% reduce el alargamiento uniforme y aumenta considerablemente los costos de material, por lo que el límite superior se estableció en este valor.

25 El Nb tiene el efecto de prevenir el engrosamiento de la zona afectada por el calor de la soldadura, por lo que para obtener buenos efectos incluso cuando se añade, se requiere una adición de 0,03% o más. Por lo tanto, este elemento se puede añadir con el límite inferior como este valor. Sin embargo, la adición de más de 0,50% reduce el alargamiento uniforme, por lo que el límite superior se estableció en este valor.

30 El Ti, como el Nb, se puede añadir en un 0,03% o más para prevenir el engrosamiento de la zona afectada por el calor de la soldadura y además hacer que la estructura solidificada sea más cristalina equiaxialmente. Sin embargo, la adición de más de 0,50% reduce el alargamiento uniforme, por lo que el límite superior se estableció en este valor.

35 Algunas veces se añade una cierta cantidad de Ca para desulfuración y desoxidación. Los efectos se demuestran con una adición de 0,0002% o más, por lo que el Ca se puede añadir con el límite inferior como este valor. Sin embargo, la adición de más de 0,0030% hace que el acero sea susceptible a las grietas por trabajo en caliente y, además, reduce la resistencia a la corrosión, por lo que el límite superior se estableció en este valor.

El Mg tiene un efecto no sólo de desoxidación, sino también hace que la estructura solidificada sea más fina y, por lo tanto, se añade a veces. Para obtener estos efectos, es necesario la adición de un 0,0002% o más, por lo que se puede añadir con el límite inferior como este valor. Además, la adición de más del 0,0030% provoca un aumento en los costos en el proceso de fabricación del acero, por lo que el límite superior se estableció en este valor.

40 A continuación, se explicarán las razones para limitar la estructura metálica.

45 Fracción volumétrica de la fase de la austenita de 10% a menos de 50%: Como muestran los resultados del estudio anterior, para obtener un buen alargamiento uniforme, se requiere una relación de la fase de la austenita de 10% o más, por lo que se estableció el límite inferior en este valor. Además, el alargamiento uniforme no necesariamente se hace más alto cuanto más alta es la fracción de la austenita. Si es superior a 50%, disminuye a la inversa el alargamiento uniforme, por lo que el límite superior se estableció en este valor. Es preferible medir la fracción de la austenita con un método que clasifique las fases usando EBSD (por sus siglas en inglés), extrayendo sólo los granos de la austenita, y luego midiendo la relación de las áreas. El intervalo de medición en este caso es de 200 µm × 200 µm o más. En la presente invención, la fracción de la austenita es importante como un indicador de la trabajabilidad (alargamiento uniforme). Se piensa que las razones para esto son las siguientes. La fase de la austenita provoca la transformación de la martensita inducida por el trabajo durante el trabajo y contribuye a un aumento en el alargamiento uniforme. Si la cantidad transformada en este momento es pequeña, el alargamiento uniforme resulta más pequeño. Además, la razón por la que el alargamiento uniforme es bajo cuando la fracción de austenita es superior al 50% no está clara en la actualidad, pero se cree que se debe a que la deformación se concentra en la fase de la ferrita, que es más blanda en comparación con la fase de la austenita.

55 Valor Md calculado a partir de la composición química en la fase de la austenita de -10 a 110: En la presente invención,

también se definen las propiedades de la fase de la austenita. Es decir, el acero se caracteriza porque el valor Md calculado a partir de la composición química en la fase de la austenita satisface la siguiente fórmula (b):

$$-10 \leq Md \leq 110 \quad (b)$$

5 (donde,  $Md = 551 - 462 \{C\} + [N] - 9,2[Si] - 8,1[Mn] - 13,7[Cr] - 29 [Ni] - 29 [Cu] - 18,5 [Mo]$ , [ ] es la composición (% en masa) en la fase de la austenita, y { } es la composición promedio (% en masa)

La composición química en la fase de la austenita que forma la base del cálculo de Md se mide por EPMA (por sus siglas en inglés). [ ] en la fórmula Md anterior muestra la composición (% en masa) en la fase de la austenita medida por EPMA (por sus siglas en inglés) para cada elemento. Sin embargo, para el C, la medición por EPMA (por sus siglas en inglés) es difícil, por lo que, en lugar de la composición en la fase de la austenita, se muestra la composición promedio (% en masa). Cuando el valor Md es menos de -10 o más de +110, no se puede obtener un buen alargamiento uniforme, por lo que el límite inferior y el límite superior se establecieron en estos valores. Se piensa que la razón por la que el valor Md afecta al alargamiento uniforme es la siguiente: El valor Md es un indicador que representa la estabilidad de la fase de la austenita, es decir, se puede decir que representa la cantidad de la tensión necesaria para causar la transformación de la martensita inducida por el trabajo. Si la cantidad de tensión es demasiado pequeña, la transformación de la martensita inducida por el trabajo finaliza en las etapas iniciales del trabajo y no se puede mantener una ductilidad suficiente en las etapas posteriores del trabajo, que son importantes para determinar el éxito del trabajo. Además, si la cantidad de tensión es demasiado grande, la deformación uniforme termina antes de alcanzar esa cantidad de esfuerzo y no se puede aplicar de una manera efectiva la transformación de la martensita inducida por el trabajo. Por lo tanto, existe un intervalo adecuado del valor Md para generar la transformación de la martensita inducida por el trabajo durante el trabajo.

Relación de granos de austenita con un tamaño de grano de 15  $\mu\text{m}$  o menos y una relación del aspecto de la forma de menos de 3, lo que representa el 90% o más del número total de los granos de la austenita: como características estructurales metálicas de los granos de la austenita cuando se obtiene un buen alargamiento uniforme, los granos son finos y no aplanados en la dirección del laminado. Específicamente, la relación de los granos de la austenita con un tamaño de grano de 15  $\mu\text{m}$  o menos y una relación del aspecto de la forma de menos de 3 representa el 90% o más del número total de los granos de la austenita. Cuando hay muchos granos cristalinos con un tamaño de grano superior a 15  $\mu\text{m}$ , disminuye el alargamiento uniforme, por lo que el límite superior se estableció en este valor. Además, no es particularmente necesario definir el límite inferior; sin embargo, estableciéndolo en 1  $\mu\text{m}$  o menos se aumentan considerablemente los costos en el proceso de producción, por lo que el límite inferior se establece preferiblemente en 1  $\mu\text{m}$ .

Además, la forma de los granos cristalinos también es un factor importante. En la presente invención, a través de la observación de la sección transversal L (superficie paralela a la dirección del laminado observada desde la dirección de la anchura de la lámina), se midió la relación del aspecto de cada grano. La proporción de granos cristalinos con una relación del aspecto de menos de 3 resulta importante. En este momento, cuando la relación del aspecto es de 3 o más, tiende a disminuir el alargamiento uniforme, por lo que la condición de la relación del aspecto definida como un factor estructural se estableció en menos de 3. La relación del aspecto se mide dividiendo la longitud del lado más largo de cada grano por la longitud ortogonal a ella. Por lo tanto, el límite inferior de la relación del aspecto es 1. El número de granos cristalinos para medir el tamaño de grano y la relación del aspecto es de 100 o más. En la presente invención, se descubrió por primera vez que el tamaño de grano de la austenita y la forma del grano afectan al alargamiento uniforme, pero las razones de esto se desconocen en la actualidad. Sin embargo, se cree que estos tienen un efecto sobre el modo de la deformación en los granos de la austenita (densidad de dislocación, zona de deformación, presencia de pares, etc.) y que esto cambia el comportamiento de la transformación de la martensita inducida por el trabajo.

Distancia promedio entre los granos de la austenita más cercanos de 12  $\mu\text{m}$  o menos: La distancia entre los granos de la austenita más cercanos también afecta al alargamiento uniforme, por lo que la distancia promedio se estableció en 12  $\mu\text{m}$  o menos. Si es superior a 12  $\mu\text{m}$ , disminuye el alargamiento uniforme, por lo que el límite superior se estableció en este valor. Además, el límite inferior no está particularmente definido. La distancia entre los granos más cercanos se determina definiendo el punto donde la línea central de la longitud de la dirección del laminado de cada grano de austenita intersecta con la línea central de la longitud de la dirección del espesor de la lámina como la posición central de un grano cristalino, y definiendo el valor más pequeño de las distancias entre las posiciones centrales de los granos como la distancia entre los granos más cercanos de ese grano. El promedio de los resultados de las mediciones para 100 granos cristalinos o más se define como la "distancia promedio entre los granos de la austenita más cercanos". Se piensa que la razón por la cual la distancia promedio entre los granos de la austenita más cercanos afecta al alargamiento uniforme es la siguiente: En el proceso de deformación, cuando se introduce una tensión en un grano de austenita determinado, ocurre una transformación de la martensita inducida por el trabajo, y se alcanza un cierto grado de tensión, si se considera el proceso por el cual se propaga la deformación, una distancia menor entre los granos de la austenita permite que la transformación de la martensita inducida por el trabajo se propague a varios granos cristalinos y que ocurra de forma continua, lo que permite obtener un alargamiento extremadamente alto y uniforme. Esto es claro a partir del hecho de que, en comparación con el alargamiento uniforme del 30% o más asegurado en los primeros hallazgos, se puede asegurar un alargamiento uniforme aún mayor del 40% o más en los segundos hallazgos.

Téngase en cuenta que el alargamiento uniforme es un indicador importante que representa la trabajabilidad en la presente invención. El alargamiento uniforme se mide tomando una pieza de prueba de tracción según la norma JIS 13 B paralela a la dirección del laminado y siguiendo el método basado en la norma JIS Z 2241. Téngase en cuenta que el estado de los granos de la ferrita no está particularmente definido en los segundos hallazgos, sin embargo, cuando la fase de la ferrita es más gruesa en el tamaño de grano, se hace más grande la distancia anterior entre los granos de la austenita, por lo que el tamaño de grano está preferiblemente en un promedio de 25  $\mu\text{m}$  o menos. Además, cuando la relación del aspecto de la forma también es grande, la distancia entre los granos de la austenita se hace más grande, por lo que la relación es preferiblemente menor que 3.

Como se mencionó anteriormente, para obtener un alargamiento uniforme extremadamente bueno, es necesario controlar la estructura metálica, pero dicha estructura metálica no se obtiene sólo por la composición química. Para lograr el objetivo del segundo hallazgo de la trabajabilidad, particularmente el alargamiento uniforme y la resistencia a la corrosión, son preferibles las siguientes condiciones de producción.

Como material de laminado en caliente, se usa una losa de acero obtenida por colada continua. La temperatura de calentamiento T1 antes del laminado en caliente se establece de 1.150°C a menos de 1.250°C. Cuando es menos de 1.150°C, ocurre la fisuración de borde en el laminado en caliente, por lo que el límite inferior se estableció en este valor. Además, cuando la temperatura de calentamiento es superior a 1.250°C, es fácil que el tamaño de grano de la austenita después del recocido final sea mayor, la losa de acero se deforme dentro del horno de calentamiento, y es probable que se produzcan defectos durante el laminado en caliente, por lo que límite superior se estableció en este valor.

Además, durante el laminado en caliente, se realiza un laminado a 1.000°C o más con una relación de reducción del 30% o más, y luego se mantiene durante 30 segundos o más durante una pasada o más. Para hacer que una estructura metálica obtenga un buen alargamiento uniforme, es necesario un proceso de refinado de grano en el que se aplique la recrystalización durante el laminado en caliente. Para causar la recrystalización en caliente en un acero inoxidable ferrítico-austenítico es necesario este proceso de reducción. Cuando la temperatura de laminado es menos de 1.000°C, incluso si se mantiene durante 30 segundos o más después de 1 pasada del 30% o más en el laminado, el tamaño de grano de la austenita en la estructura metálica después del laminado en frío y del recocido se hace más grueso, y resulta insuficiente el alargamiento uniforme durante la prueba de tracción. Además, la tasa de reducción y el tiempo entre pasadas afectan en gran medida al comportamiento de recrystalización, pero para obtener granos de austenita que sean finos y tengan pequeñas relaciones de aspecto después del laminado en caliente y del recocido, es necesario que la tasa de reducción durante el laminado en caliente sea del 30% o más, y que el tiempo de mantenimiento que sigue a continuación sea de 30 segundos o más.

Además, la tasa total del laminado en caliente se estableció en el 96% o más. Cuando está por debajo del 96%, los granos cristalinos después del laminado en frío y del recocido resultan más gruesos. Además, la distancia entre los granos de la austenita se hace más grande, por lo que resulta insuficiente el alargamiento uniforme. La temperatura de recocido de la lámina laminada en caliente está entre la temperatura de calentamiento T1-100°C antes del laminado en caliente y T1°C. Cuando es menos de T1-100°C, aumenta la relación del aspecto de los granos cristalinos después del laminado en frío y del recocido. Además, cuando es T1°C o más, el tamaño de grano después del laminado en frío y del recocido resulta más grueso, no se obtiene la estructura metálica del objeto, y disminuye el alargamiento uniforme durante la prueba de tracción.

Además, el laminado en frío y el recocido se pueden realizar repetidamente, es decir, se puede realizar el denominado laminado en frío en dos tiempos. Es necesario hacer que la temperatura de recocido del proceso en este momento sea de T1-100°C a T1°C de la misma manera que en el recocido de la lámina laminada en caliente.

Además, la temperatura de recocido final es de 1.000°C a 1.100°C. Esto se debe a que cuando es menos de 1.000°C, aumentan las relaciones del aspecto de la forma del grano de la austenita y del grano de la ferrita, el valor Md se desvía del intervalo apropiado, y disminuye el alargamiento uniforme. Además, cuando es más de 1.100°C, disminuye la fracción  $\gamma$ , el valor Md se desvía del intervalo apropiado, o el tamaño del grano se hace demasiado grande.

A continuación, se explicarán los ejemplos según los primeros hallazgos (no contemplados dentro de las reivindicaciones).

Ejemplo 1 (no contemplado dentro de las reivindicaciones)

Se produjeron losas de colada de acero inoxidable ferrítico-austenítico de 250 mm de espesor con los ingredientes mostrados en la Tabla 2, y se laminaron en caliente en losas de acero laminadas en caliente con un espesor de losa de 5,0 mm. Los Aceros del núm. 1 al núm. 20 tienen ingredientes definidos en los primeros hallazgos más arriba. Los Aceros del núm. 21 al núm. 26 tienen ingredientes que se desvían de las definiciones hechas en los primeros hallazgos más arriba. Estas losas de acero laminadas en caliente se recocióron y decaparon, luego se laminaron en frío a espesores de 1 mm, y finalmente se recocióron. El recocido final también se desarrolló bajo condiciones que se desviaban de las definiciones de los primeros hallazgos para su comparación.

Se tomaron varias piezas de prueba de cada una de las láminas laminadas en frío y recocidas obtenidas, y se evaluaron para determinar la fracción volumétrica de fase  $\gamma$  (fracción  $\gamma$ ), el potencial de picadura, y el alargamiento



## ES 2 817 436 T3

uniforme. La fracción  $\gamma$  se encontró mediante el método EBSP (por sus siglas en inglés) descrito antes. Para el potencial de picadura, se midió el V<sub>c</sub>100 (Vv.s.AGCL) para una superficie pulida #500 en una disolución acuosa de NaCl al 30% a 30°C. El valor de la medición del potencial de picadura se estableció en el valor promedio de n3. Para el alargamiento uniforme, se tomó una pieza de prueba según la norma JIS 13 B de la dirección del laminado, y se midió el valor a una velocidad de tensión de 20 mm/min (intervalo de la velocidad de tensión definida en la norma JIS Z 2241).

5

[Tabla 2]

Acero núm.	Ingredientes químicos (% en masa)									Observaciones
	C	Si	Mn	Cr	N	Ni	Cu	Otro	PI	
1	0,06	0,1	2,9	20,8	0,14	—	—	—	19,3	Ej. Ref. Inv.
2	0,03	0,1	3,2	21,2	0,09	1,0	0,47		18,9	Ej. Ref. Inv.
3	0,01	0,1	3,1	21,0	0,11	0,9	0,45		19,0	Ej. Ref. Inv.
4	0,06	0,1	3,0	20,8	0,10	1,0	0,50		18,8	Ej. Ref. Inv.
5	0,03	0,8	3,0	21,2	0,10	1,0	0,48		19,2	Ej. Ref. Inv.
6	0,03	0,1	0,5	21,0	0,11	1,0	0,47		21,6	Ej. Ref. Inv.
7	0,03	0,1	1,5	21,0	0,11	1,0	0,48		20,6	Ej. Ref. Inv.
8	0,03	0,1	3,7	21,0	0,11	1,0	0,48		18,4	Ej. Ref. Inv.
9	0,03	0,1	3,0	21,0	0,06	1,0	0,47		18,6	Ej. Ref. Inv.
10	0,03	0,1	3,1	21,0	0,14	1,0	0,47		19,3	Ej. Ref. Inv.
11	0,03	0,1	0,8	17,5	0,14	1,0	0,45		18,1	Ej. Ref. Inv.
12	0,03	0,1	3,7	24,0	0,11	1,5	0,70		21,4	Ej. Ref. Inv.
13	0,03	0,1	3,2	21,0	0,11	0,6	0,45		18,9	Ej. Ref. Inv.
14	0,03	0,1	3,2	21,0	0,10	2,7	0,45		18,8	Ej. Ref. Inv.
15	0,03	0,1	3,1	21,0	0,10	1,0	0,10		18,9	Ej. Ref. Inv.
16	0,03	0,1	3,1	21,0	0,10	1,0	2,80		18,9	Ej. Ref. Inv.
17	0,03	0,1	3,2	21,0	0,10	1,1	0,45	Mo: 0,7	20,9	Ej. Ref. Inv.
18	0,03	0,1	3,2	21,0	0,10	1,1	0,45	Nb: 0,1	18,8	Ej. Ref. Inv.
19	0,03	0,1	3,1	21,0	0,10	1,0	0,46	Mo: 0,3, Nb: 0,05	19,8	Ej. Ref. Inv.
20	0,03	0,1	3,1	21,0	0,10	1,0	0,48	Ti: 0,1	18,9	Ej. Ref. Inv.
21	0,03	0,1	3,1	21,0	0,10	1,0	0,48	Al: 0,05	18,9	Ej. Ref. Inv.
22	0,03	0,1	3,1	21,0	0,10	1,0	0,48	Al: 0,03, B: 0,001	18,9	Ej. Ref. Inv.
23	0,03	0,1	3,1	21,0	0,10	1,0	0,48	Ca: 0,002, Mg: 0,001	18,9	Ej. Ref. Inv.
24	0,01	0,3	0,9	20,0	<u>0,20</u>	0,5	0,53		21,1	Ej. Comp.
25	0,01	0,3	<u>5,0</u>	20,0	<u>0,26</u>	0,5	0,50		<u>17,6</u>	Ej. Comp.
26	0,01	0,3	<u>5,2</u>	21,5	0,10	0,5	0,55		<u>17,3</u>	Ej. Comp.
27	<u>0,11</u>	0,5	1,3	21,2	<u>0,15</u>	1,2	—		21,4	Ej. Comp.
28	0,04	<u>1,1</u>	3,1	21,3	0,10	1,0	0,48		19,2	Ej. Comp.
29	0,01	0,3	0,3	<u>16,5</u>	0,13	1,0	0,55		<u>17,5</u>	Ej. Comp.

-: significa no añadido

Los valores subrayados significan desviación de la definición de los primeros hallazgos

En la Tabla 3 se muestran la relación de las condiciones de producción y la fracción  $\gamma$ , y las características de la lámina recocida final. En la presente descripción, la "Velocidad de enfriamiento 1" muestra la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de recocido a 200°C. Sin embargo, cuando se mantiene durante el enfriamiento, se muestra la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de recocido hasta la temperatura de mantenimiento. Además, la "Velocidad de enfriamiento 2" muestra la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de mantenimiento hasta la temperatura normal cuando se mantiene durante el enfriamiento.

Los Ejemplos núm. núms. 1 a 11 y 15 a 35 tienen los ingredientes de los primeros hallazgos y se sometieron al recocido final como se define en los primeros hallazgos. Estos Ejemplos de la Invención satisfacen la fracción  $\gamma$  de 15 a 50% definida en los primeros hallazgos, y tienen 0,3 V o más de potenciales de picadura y un 30% o más de alargamientos uniformes. Debido a esto, sometiendo los aceros inoxidables ferrítico-austeníticos con los ingredientes definidos en los primeros hallazgos al recocido final definido en los primeros hallazgos se proporciona una resistencia a la corrosión igual o superior a la del SUS 304 en un ambiente de cloruro neutro, y se proporciona una ductilidad suficientemente alta en comparación con la del SUS 430LX y comparable a la del SUS 304. Particularmente, los números 9 a 11 son ejemplos en los cuales, como en la condición del recocido final, los aceros se mantienen durante aproximadamente dos minutos a una temperatura específica de la región de temperatura de 200 a 600°C con recocido final, y luego se enfrían desde la temperatura de mantenimiento hasta la temperatura ambiente. En estos ejemplos, el potencial de picadura Vc'100 muestra buenos valores.

Los Ejemplos núms. 12 a 14 tienen los ingredientes definidos en los primeros hallazgos, pero se desvían de las condiciones del recocido final definidas en los primeros hallazgos. No proporcionaron el potencial de picadura y el alargamiento uniforme de los objetos de los primeros hallazgos.

Los Ejemplos núms. 15 a 41 tienen ingredientes que se desvían de la definición de los primeros hallazgos. Incluso cuando los aceros se sometieron al recocido final definido en los primeros hallazgos, estos no proporcionaron el potencial de picadura ni el alargamiento uniforme de los objetos de los primeros hallazgos.

[Tabla 3]

n°	n° Acero	Condiciones del recocido final				Fracción volumétrica de la fase $\gamma$ (%)	Características		Observaciones
		Temp. (°C)	Velocidad de enfriamiento 1 (°C/s)	Mantenimiento (°C)	Velocidad de enfriamiento 2 (°C/s)		Potencial picadura Vc'100 (V)	Alargamiento uniforme (%)	
1	1	1.000	33	—	—	30	0,34	32,5	Ej. *)
2	2	1.000	32	—	—	30	0,37	33,5	Ej. *)
3	2	1.000	5	—	—	30	0,33	33,0	Ej. *)
4	2	1.000	400 (enfriamiento agua)	—	—	30	0,40	32,0	Ej. *)
5	2	960	35	—	—	20	0,35	31,0	Ej. *)
6	2	1.050	30	—	—	35	0,36	38,0	Ej. *)
7	2	1.100	25	—	—	35	0,35	35,0	Ej. *)
8	2	1130	25	—	—	30	0,33	33,0	Ej. *)
9	2	1.000	25	300	20	30	0,40	34,0	Ej. Inv.
10	2	1.000	25	400	20	33	0,42	35,0	Ej. Inv.
11	2	1.000	25	450	20	33	0,38	34,5	Ej. Inv.
12	2	<u>900</u>	30	—	—	<u>10</u>	0,35	<u>21,5</u>	Ej. Comp.
13	2	<u>1.180</u>	30	—	—	<u>12</u>	0,35	<u>25,0</u>	Ej. Comp..
14	2	1.000	<u>2</u>	—	—	25	<u>0,20</u>	30,0	Ej. Comp..
15	3	1.000	32	—	—	27	0,37	32,5	Ej. *)
16	4	1.000	33	—	—	35	0,36	33,5	Ej. *)
17	5	1.000	30	—	—	17	0,31	30,0	Ej. *)
18	6	1.000	32	—	—	20	0,45	31,0	Ej. *)
19	7	1.000	32	—	—	25	0,40	32,0	Ej. *)
20	8	1.000	30	—	—	45	0,35	40,0	Ej. *)

n°	n° Acero	Condiciones del recocido final				Fracción volumétrica de la fase $\gamma$ (%)	Características		Observaciones
		Temp. (°C)	Velocidad de enfriamiento 1 (°C/s)	Mantenimiento (°C)	Velocidad de enfriamiento 2 (°C/s)		Potencial picadura Vc'100 (V)	Alargamiento uniforme (%)	
21	9	1.000	30	—	—	16	0,30	30,0	Ej. *)
22	10	1.000	32	—	—	35	0,38	35,0	Ej. *)
23	11	1.000	32	—	—	20	0,32	30,0	Ej. *)
24	12	1.000	33	—	—	30	0,37	32,0	Ej. *)
25	13	1.000	33	—	—	18	0,33	31,0	Ej. *)
26	14	1.000	33	—	—	45	0,38	40,0	Ej. *)
27	15	1.000	32	—	—	25	0,32	31,0	Ej. *)
28	16	1.000	33	—	—	35	0,37	37,0	Ej. *)
29	17	1.000	32	—	—	25	0,50	31,0	Ej. *)
30	18	1.000	32	—	—	30	0,40	33,0	Ej. *)
31	19	1.000	33	—	—	27	0,45	31,0	Ej. *)
32	20	1.000	32	—	—	25	0,39	31,0	Ej. *)
33	21	1.000	30	—	—	28	0,33	32,0	Ej. *)
34	22	1.000	31	—	—	28	0,34	31,5	Ej. *)
35	23	1.000	32	—	—	30	0,32	32,5	Ej. *)
36	24	1.050	33	—	—	45	<u>0,20</u>	43,0	Ej. Comp.
37	25	1.050	32	—	—	<u>60</u>	<u>0,15</u>	50,0	Ej. Comp.
38	26	1.050	33	—	—	20	<u>0,20</u>	38,0	Ej. Comp.
39	27	1.050	32	—	—	<u>55</u>	<u>0,20</u>	35,0	Ej. Comp.
40	28	1.000	32	—	—	20	<u>0,20</u>	28,0	Ej. Comp.
41	29	1.000	32	—	—	<u>10</u>	<u>0,25</u>	20,0	Ej. Comp.

Velocidad de enfriamiento 1: Velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de recocido hasta 200°C y, cuando se mantiene durante el enfriamiento, velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de recocido hasta la temperatura de mantenimiento.

Velocidad de enfriamiento 2: cuando se mantiene durante el enfriamiento, la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de mantenimiento hasta la temperatura normal.

-: significa enfriamiento continuo sin mantenimiento durante el enfriamiento.

Los valores subrayados significan desviación de la definición de la presente invención.

[Ejemplo 2]

A continuación, se mostrarán los ejemplos según los segundos hallazgos.

- 5 Se produjeron los aceros mostrados en la Tabla 4, luego se laminaron en caliente, luego las losas laminadas en caliente se recocieron, se laminaron en frío y se recocieron finalmente para producir chapas de acero de calibre delgado de 1,0 mm de espesor. En la producción de las láminas de acero, se puede cambiar la estructura metálica cambiando el espesor del material, la temperatura de calentamiento del laminado en caliente, el programa de pasadas del laminado, el tiempo de pasada del laminado, la temperatura de recocido del laminado en caliente, y la temperatura y el tiempo del recocido final. Sin embargo, esta vez se cambió la temperatura del recocido final, y el tiempo de recocido se estableció en 60 segundos. Las láminas de producto obtenidas se sometieron a pruebas de tracción y se midió el
- 10 alargamiento uniforme. Además, a partir de la estructura metálica de la sección transversal L de la chapa de acero de calibre delgado, se identificaron las fases mediante EBSD (por sus siglas en inglés), se investigaron el tamaño de grano y la relación del aspecto de la forma, y se midió la distancia entre los granos más cercanos de los granos de la austenita. Las condiciones fueron como las mencionadas anteriormente. Se midieron la fracción  $\gamma$ , el valor Md, X1 y
- 15 X2 para la estructura metálica obtenida. En la Tabla 5 se muestra la relación con el alargamiento uniforme junto con las condiciones de producción.

ES 2 817 436 T3

[Tabla 4]

Acero núm.	Ingredientes químicos (% en masa)														Observaciones
	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Ni	Cu	Mo	Nb	Ti	Ca	Mg	
101	0,030	0,13	3,10	0,031	0,004	21,0	0,102	0,99	0,48			0,38			Ejemplo
102	0,029	0,10	0,51	0,033	0,002	21,1	0,111	1,01	0,47						Ej. inv.
103	0,085	0,95	4,30	0,03	0,001	20,0	0,086								Ejemplo
104	0,004	1,85	4,22	0,019	0,001	20,0	0,134	0,54	0,22	0,43					Ejemplo
105	0,018	0,35	3,10	0,039	0,002	17,6	0,144				0,04				Ejemplo
106	0,065	0,56	1,11	0,035	0,001	24,2	0,089	2,64					0,0006	0,0020	Ej. inv.
107	0,045	0,06	0,09	0,022	0,002	24,6	0,095	2,65				0,05		0,0004	Ej. inv.
108	0,089	1,45	4,01	0,032	0,002	19,3	0,142			2,01	0,40				Ejemplo
109	0,078	0,98	4,75	0,03	0,001	20,8	0,085						0,0028		Ejemplo
110	0,011	0,35	2,88	0,038	0,001	21,0	0,098		3,40						Ej. inv.
111	0,004	1,58	1,95	0,016	0,001	19,9	0,035	4,30							Ej. inv.
112	0,028	1,11	2,55	0,029	0,002	18,6	0,123			0,50	0,12	0,12			Ej. inv.
113	0,098	0,19	2,87	0,042	0,003	21,5	0,088	1,06	0,55		0,05				Ej. inv.
114	0,028	0,08	2,98	0,034	0,001	21,3	0,110	1,02	0,55						Ej. inv.
115	0,025	0,95	<u>5,65</u>	0,034	0,001	20,1	0,118	0,11							Ej. Comp.

Los valores subrayados significan desviación de la definición de la presente invención

Los aceros núms. 101, 103 a 105, 108 y 109 no están contemplados dentro de las reivindicaciones

[Tabla 5]

Condición	Acero núm.	T <sub>1</sub> (°C)	N (X)	R (%)	T <sub>2</sub> (°C)	T <sub>3</sub> (°C)	Fracción γ (%)	Md	X <sub>1</sub> (%)	X <sub>2</sub> (μm)	Alargamiento uniforme (%)	
1a	101	1.240	1	98	1.150	1.050	34	49	92	9	42	Ejemplo
1b		1.200	2	97	<u>1.220</u>	1.020	36	44	<u>89</u>	<u>18</u>	36	Ej. Comp.
1c		<u>1.260</u>	1	98	1.200	1.100	19	42	<u>80</u>	11	35	Ej. Comp.
2a	102	1.200	1	<u>90</u>	1.150	1.080	38	89	90	<u>21</u>	36	Ej. Comp.
2b		1.190	1	96	1.180	1.080	35	72	95	8	43	Ej. inv.
2c		1.200	2	97	1.180	<u>1.140</u>	<u>9</u>	44	92	<u>18</u>	35	Ej. Comp.
3a	103	1.160	1	97	1.160	<u>980</u>	45	78	<u>82</u>	5	32	Ej. Comp.
3b		1.200	2	98	1.100	1.080	40	71	98	7	42	Ejemplo
3c		1.200	<u>0</u>	97	1.200	1.020	43	82	<u>78</u>	9	36	Ej. Comp.
4a	104	<u>1.120</u>	1	<u>94</u>	1.100	1.000	35	21	<u>77</u>	12	37	Ej. Comp.

ES 2 817 436 T3

Condición	Acero núm.	T <sub>1</sub> (°C)	N (X)	R (%)	T <sub>2</sub> (°C)	T <sub>3</sub> (°C)	Fracción $\gamma$ (%)	Md	X <sub>1</sub> (%)	X <sub>2</sub> ( $\mu$ m)	Alargamiento uniforme (%)	
4b		1.150	1	96	1.140	1.100	27	15	100	11	43	Ejemplo
4c		1.150	2	97	<u>1.200</u>	1.100	40	32	91	<u>13</u>	37	Ej. Comp.
5a	105	1.200	1	98	1.180	1.080	48	82	94	7	43	Eemplo
5b		1.240	1	98	<u>1.000</u>	<u>1.120</u>	<u>59</u>	100	<u>68</u>	12	35	Eemplo
5c		<u>1.120</u>	1	76	1.120	1.050	40	78	<u>72</u>	10	34	Ej. Comp.
6a	106	1.250	1	<u>95</u>	1.160	1.100	25	-9	90	<u>21</u>	36	Ej. Comp.
6b		1.250	2	96	1170	1.100	21	-5	95	8	43	Ej. inv.
6c		1.250	1	97	<u>1.260</u>	<u>1.120</u>	10	<u>-19</u>	92	<u>14</u>	31	Ej. Comp.
7a	107	1.160	1	98	1.160	<u>900</u>	28	13	<u>80</u>	6	30	Ej. Comp.
7b		1.160	1	96	1.140	1.100	12	-9	100	8	43	Ej. inv.
7c		1.160	<u>0</u>	96	1.100	1.050	20	-2	<u>78</u>	6	35	Ej. Comp.
8a	108	<u>1.100</u>	<u>0</u>	<u>94</u>	1.100	<u>1.150</u>	<u>2</u>	<u>-11</u>	100	<u>35</u>	27	Ej. Comp.
8b		1.200	1	96	1.150	1.100	36	-5	98	6	44	Eemplo
8c		1.200	1	96	<u>1.250</u>	1.100	4	5	<u>73</u>	<u>19</u>	35	Ej. Comp.
9a	109	1.250	2	98	1.180	1.080	34	78	91	8	42	Eemplo
9b		1.250	2	98	<u>950</u>	1.050	33	80	<u>81</u>	6	34	Ej. Comp.
9c		<u>1270</u>	2	98	1.200	1.100	25	90	<u>89</u>	<u>15</u>	35	Ej. Comp.
10a	110	1.200	1	<u>93</u>	1.160	1.100	34	0	<u>88</u>	9	36	Ej. Comp.
10b		1.200	1	98	1.100	1.000	48	10	95	5	42	Ej. inv.
10c		1.150	1	96	1.100	<u>1.110</u>	21	<u>-15</u>	91	<u>13</u>	34	Ej. Comp.
11a	111	1.150	1	97	1.150	<u>900</u>	<u>52</u>	89	<u>40</u>	5	31	Ej. Comp.
11b		1.200	1	97	1.150	1.100	24	70	97	9	42	Ej. inv.
11c		1.200	<u>0</u>	97	1.150	1.050	35	60	72	12	35	Ej. Comp.
12a	112	<u>1.100</u>	<u>0</u>	96	1.100	1.000	24	64	<u>62</u>	5	30	Ej. Comp.
12b		1.180	1	97	1.160	1.050	30	68	98	8	43	Ej. inv.
12c		1.160	1	97	<u>1.180</u>	1.080	21	78	<u>88</u>	<u>13</u>	35	Ej. Comp.
13a	113	1.220	1	97	1.190	1.080	46	38	90	8	42	Ej. inv.
13b		1.200	1	97	<u>1.250</u>	1.080	45	37	<u>80</u>	<u>14</u>	35	Ej. Comp.
13c		<u>1.260</u>	<u>0</u>	96	1.200	1.100	37	25	<u>64</u>	9	35	Ej. Comp.
14a	114	1.230	1	97	1.200	1.080	27	52	95	10	42	Ej. inv.
14b		1.220	1	97	<u>1.250</u>	1.000	34	43	<u>87</u>	<u>16</u>	35	Ej. Comp.
14c		<u>1280</u>	2	96	1.190	1.070	30	40	<u>68</u>	10	34	Ej. Comp.
15a	115	1.150	1	97	1.150	1.050	40	56	100	11	34	Ej. Comp.
15b		1170	1	98	1.100	1.050	41	55	90	11	32	Ej. Comp.
15c		1.150	1	97	<u>1.200</u>	1.080	32	34	91	<u>13</u>	31	Ej. Comp.

Los aceros núms. 101, 103 a 105, 108 y 109 no están dentro de las reivindicaciones)

Los términos de la fila del encabezado de la Tabla 5 tienen los siguientes significados.

T1: Temperatura de calentamiento (°C) antes del laminado en caliente

N: Número de veces del laminado en el proceso de laminado en caliente que comprende laminado a 1.000°C o más con una tasa de reducción del 30% o más, y luego mantenimiento durante 30 segundos o más

R: Tasa de reducción total del laminado en caliente (%)

T2: Temperatura de recocido de la chapa laminada en caliente (°C)

T3: Temperatura de recocido final (°C)

5 X1: relación de granos de austenita con un tamaño de grano de 15 µm o menos y una relación del aspecto de la forma de menos de 3 en los granos totales de austenita

X2: Valor promedio de la distancia de cada grano de austenita del grano más cercano

Md: Valor calculado por la siguiente fórmula a partir de la composición (composición promedio sólo para el C) en la fase de la austenita

$$Md = 551 - 462(\{C\} + [N]) - 9,2[Si] - 8,1[Mn] - 13,7[Cr] - 29[Ni] - 29[Cu] - 18,5[Mo]$$

10 donde [ ] es la composición (% en masa) en la fase de la austenita, y { } es la composición promedio (% en masa).

La condición 1a es un ejemplo fuera del alcance de las reivindicaciones donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 1b, T2 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 y X2 se desvían de la presente invención. Además, en la condición 1c, T1 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención.

15 En la condición 2a, R no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X2 se desvía de la presente invención. La condición 2b es un ejemplo de la invención donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 2c, T3 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que la fracción  $\gamma$  y X2 se desvían de la presente invención.

20 En la condición 3a, T3 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención. La condición 3b es un ejemplo fuera del alcance de las reivindicaciones donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 3c, N no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención.

25 En la condición 4a, T1 y R no satisfacen el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención. La condición 4b es un ejemplo fuera del alcance de las reivindicaciones donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 4c, T2 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X2 se desvía de la presente invención.

30 La condición 5a es un ejemplo fuera del alcance de las reivindicaciones donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 5b, T2 y T3 no satisfacen el intervalo de la presente invención, por lo que la fracción  $\gamma$  y X1 se desvían de la presente invención. En la condición 5c, T1 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención.

En la condición 6a, R no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X2 se desvía de la presente invención. La condición 6b es un ejemplo de la invención donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 6c, T2 y T3 no satisfacen el intervalo de la presente invención, por lo que Md y X2 se desvían de la presente invención.

35 En la condición 7a, T3 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención. La condición 7b es un ejemplo de la invención donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 7c, N no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención.

40 En la condición 8a, T1, N, R y T3 no satisfacen el intervalo de la presente invención, por lo que la fracción  $\gamma$ , Md y X2 se desvían de la presente invención. La condición 8b es un ejemplo fuera del alcance de las reivindicaciones donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 8c, T2 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 y X2 se desvían de la presente invención.

45 La condición 9a es un ejemplo fuera del alcance de las reivindicaciones donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 9b, T2 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención. En la condición 9c, T1 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 y X2 se desvían de la presente invención.

50 En la condición 10a, R no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención. La condición 10b es un ejemplo de la invención donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 10c, T3 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que Md y X2 se desvían de la presente invención.

En la condición 11a, T3 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que la fracción  $\gamma$  y X1 se desvían de

la presente invención. La condición 11b es un ejemplo de la invención donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 11c, N no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención.

5 En la condición 12a, T1 y N no satisfacen el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención. La condición 12b es un ejemplo de la invención donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 12c, T2 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 y X2 se desvían de la presente invención.

10 La condición 13a es un ejemplo de la invención donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 13b, T2 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 y X2 se desvían de la presente invención. En la condición 13c, T1 y N no satisfacen el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención.

15 La condición 14a es un ejemplo de la invención donde se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En la condición 14b, T2 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 y X2 se desvían de la presente invención. En la condición 14c, T1 no satisface el intervalo de la presente invención, por lo que X1 se desvía de la presente invención.

En cada una de las condiciones 15a, 15b y 15c, los sistemas de ingredientes no satisfacen el intervalo de la presente invención, por lo que no se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno.

20 Como se explicó anteriormente, en los ejemplos de la invención, se obtiene un alargamiento uniforme extremadamente bueno. En los ejemplos comparativos, cualquiera de la fracción  $\gamma$ , el valor Md, X1 o X2 no satisface las condiciones, por lo que el alargamiento uniforme es bajo.

### Aplicabilidad industrial

25 Según los primeros hallazgos descritos aquí, definiendo los ingredientes del acero y la fracción  $\gamma$  y controlando las condiciones del recocido final, se puede producir acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad con una resistencia a la corrosión igual o superior a la del SUS 304 en un ambiente de cloruro neutro.

Además, según los segundos hallazgos de la presente invención, se puede obtener una chapa de acero inoxidable de calibre delgado de base ferrítica-austenítica con excelente trabajabilidad, particularmente en alargamiento uniforme, sin tener que incluir una gran cantidad de Ni.

30 La presente invención se puede aplicar a piezas donde se han usado convencionalmente láminas de acero inoxidable austenítico que contienen grandes cantidades de Ni, por ejemplo, electrodomésticos de cocina, electrodomésticos, equipos electrónicos, etc., usados en un ambiente de cloruro neutro y en otros campos amplios y, por lo tanto, desde el punto de vista de la conservación de los recursos de Ni, contribuye en gran medida al medio ambiente.

Algunas realizaciones de la presente descripción se recogen en los siguientes apartados:

35 1. Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad caracterizado por contener, en% en masa,

C: 0,001 a 0,1%,

Cr: 17 a 25%,

Si: 0,01 a 1%,

Mn: 0,5 a 3,7%, y

40 N: 0,06% a menos de 0,15%,

con un indicador de picadura (valor PI, por sus siglas en inglés) mostrado por la siguiente fórmula (a) de más del 18%, con un resto de Fe e impurezas inevitables, y con una fase de ferrita como fase de matriz y con una fracción volumétrica de la fase de austenita de 15 a 50%.

$$\text{Indicador de picadura (valor PI)} = \text{Cr} + 3\text{Mo} + 10\text{N} - \text{Mn} \quad (\text{a})$$

45 2. Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad como se establece en el apartado 1, caracterizado por contener, además, en% en masa,

Ni: 0,6 a 3% y

Cu: 0,1 a 3%.

3. Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad como se establece en el apartado 1 o 2, caracterizado por contener, además, en % en masa, uno o más de

Mo: 1% o menos,

Nb: 0,5% o menos,

5 Ti: 0,5% o menos,

Al: 0,1% o menos,

B: 0,01% o menos,

Ca: 0,01% o menos, y

Mg: 0,01% o menos

10 4. Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad como se establece en cualquiera de los apartados 1 a 3, caracterizado por tener un potencial de picadura  $V_c'100$  en una disolución acuosa de NaCl al 30% a 30°C, de 0,3 V (Vv.s.AGCL) o más.

15 5. Un método de producción de acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad que comprende forjar en caliente o laminar en caliente un lingote de acero inoxidable con los ingredientes de acero como se establecen en cualquiera de los apartados 1 a 3 para obtener un material de acero laminado en caliente, recocer el material de acero laminado en caliente, repetir luego el trabajo en frío y el recocido, caracterizado dicho método de producción de un material de acero por realizar el recocido final calentando y manteniendo el material a una temperatura de 950 a 1.150°C, realizándolo a una velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de calentamiento hasta 200°C de 3°C/s o más, y hacer que la fase de la ferrita sea una fase matriz y hacer que una fracción volumétrica de la fase de la austenita sea de 15 a 50%.

20 6. Un método de producción de acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad que comprende forjar en caliente o laminar en caliente un lingote de acero inoxidable con los ingredientes de acero como se establecen en cualquiera de los apartados 1 a 3 para obtener un material de acero laminado en caliente, recocer el material de acero laminado en caliente, repetir luego el trabajo en frío y el recocido, caracterizado dicho método de producción de un material de acero por realizar el recocido final calentando y manteniendo el material a una temperatura de 950 a 1.150°C, realizándolo luego a una velocidad de enfriamiento promedio hasta 600°C de 3°C/s o más, manteniendo el material en una región de temperaturas de 200 a 600°C durante 1 minuto o más, y hacer luego que la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de mantenimiento hasta la temperatura ambiente sea de 3°C/s o más, y hacer que una fase de ferrita sea la fase matriz y hacer que una fracción volumétrica de la fase de austenita sea de 15 a 50%.

25 7. Un método de producción de acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente resistencia a la corrosión y trabajabilidad como se establece en el apartado 5 o 6, caracterizado por hacer que una fase de ferrita sea la fase matriz y hacer que una fracción volumétrica de la fase de austenita sea de 15 a 50%, y hacer que un potencial de picadura  $V_c'100$  en una disolución acuosa de NaCl al 30% a 30°C, sea el 0,3% (Vv.s.AGCL) o más.

30 8. Acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente trabajabilidad caracterizado por tener una fracción volumétrica de fase austenítica de 10% a menos de 50%, teniendo un valor Md calculado a partir de la composición química en fase austenítica que satisface la siguiente fórmula (b), teniendo una relación de granos de austenita en una sección transversal vertical a una dirección transversal de laminación con un tamaño de grano de 15 µm o menos y una relación de aspecto de forma de menos de 3 que representa el 90% o más del número total de granos de austenita, y además teniendo en la misma sección transversal una distancia promedio entre los granos de austenita más cercanos de 12 µm o menos::

$$-10 \leq Md \leq 110 \dots (b)$$

(donde,  $Md = 551 - 462\{C\} + [N] - 9.2[Si] - 8.1[Mn] - 13.7[Cr] - 29[Ni] - 29[Cu] - 18.5[Mo]$ ,

[ ] es la composición (% en masa) en la fase de austenita, y { } es la composición promedio (% en masa))

35 40 9. Acero inoxidable ferrítico-austenítico excelente en trabajabilidad como se define en el apartado 8 caracterizado por contener además, en % en masa

C: 0,002 a 0,1%,

Si: 0,05 a 2%,

Mn: 0,05 a 5%,



P: menos que 0,05%,

S: menos que 0,01%,

Cr: 17 a 25%,

N: 0,01 a 0,15%, y

5 que tiene un balance de hierro e impurezas inevitables.

10. Acero inoxidable ferrítico-austenítico excelente en trabajabilidad como se define en el apartado 8 o 9 caracterizado por contener además, en % en masa, uno o más de

Ni: 5% o menos,

Cu: 5% o menos, y

10 Mo: 5% o menos.

11. Acero inoxidable ferrítico-austenítico excelente en trabajabilidad como se define en cualquiera de los apartados 8 a 10 caracterizado por contener además, en % en masa, uno o ambos de

Nb: 0,5% o menos y,

Ti: 0,5% o menos.

15 12. Acero inoxidable ferrítico-austenítico excelente en trabajabilidad como se define en cualquiera de los apartados 8 a 11 caracterizado por contener además, en % en masa, uno o ambos de

Ca: 0,003% o menos, y

Mg: 0,003% o menos.

20 13. Un método de producción de acero inoxidable ferrítico-austenítico excelente en trabajabilidad caracterizado por hacer colada continua de acero de los ingredientes como se establecen en cualquiera de los apartados 8 a 12, calentar la losa de acero obtenida antes del laminado en caliente a una temperatura de calentamiento T1 (°C) de 1.150°C a menos de 1.250°C, luego laminar a 1.000°C o más con una tasa de reducción de un 30% o una tasa de reducción superior, luego mantener durante 30 segundos o más durante una pasada o más para así obtener una placa laminada en caliente con una tasa total de laminado en caliente del 96% o más, recocer esta placa a una temperatura de T1-100°C a T1°C, después laminar en frío adecuadamente, realizar el proceso de recocido o no, y luego realizar el recocido final de 1.000°C a 1.100°C.

25

## REIVINDICACIONES

- 1.- Un acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente trabajabilidad, caracterizado por que consiste en, en % en masa,
- 5 C: 0,002 a 0,1%,  
Si: 0,05 a 2%,  
Mn: 0,05 a 3,00%,  
P: menos de 0,05%,  
S: menos de 0,01%,  
Cr: 17 a 25%,  
N: 0,03% a 0,13%, y
- 10 un balance de hierro e impurezas inevitables, y opcionalmente, en % en masa, uno o más de  
Ni: 0,1 a 5% y  
Cu: 0,1 a 5%,  
Mo: 0,1% a 5%,  
Nb: 0,03 a 0,5%,
- 15 Ti: 0,03 a 0,5%, 0,1% o 0,01% o  
Ca: 0,0002 a 0,003%, y
- Mg: 0,0002 a 0,003%; que tiene una fracción volumétrica de una fase austenítica de 10% a menos de 50%, que tiene un valor de Md calculado a partir de la composición química en la fase austenítica que satisface la siguiente fórmula (b),
- 20 que tiene una proporción de granos de austenita en una sección transversal vertical a una dirección transversal de laminación con un tamaño de grano de 15  $\mu\text{m}$  o menos y una proporción de aspecto de forma de menos de 3, lo que representa el 90% o más del número total de granos de austenita, y además
- que tiene en la misma sección transversal una distancia media entre los granos de austenita más cercanos de 12  $\mu\text{m}$  o menos:
- $$-10 \leq \text{Md} \leq 110 \quad (\text{b})$$
- 25 en donde,
- $$\text{Md} = 551 - 462(\{C\} + [N]) - 9,2[\text{Si}] - 8,1[\text{Mn}] - 13,7[\text{Cr}] - 29[\text{Ni}] - 29[\text{Cu}] - 18,5 [\text{Mo}],$$
- [ ] es la composición (% en masa) en la fase de austenita, y  
{ } es la composición promedio (% en masa).
- 30 2. El acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente trabajabilidad según se establece en la reivindicación 1, caracterizado por contener además, en % en masa, uno o más de
- Ni: 0,1 a 5%,  
Cu: 0,1 a 5% y  
Mo: 0,1 a 5%.
- 35 3. El acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente trabajabilidad según la reivindicación 1 o 2, caracterizado por contener además, en % en masa, uno o ambos de
- Nb: 0,03 a 0,5% y  
Ti: 0,03 a 0,5%.
4. El acero inoxidable ferrítico-austenítico de excelente trabajabilidad según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, caracterizado por contener además, en % en masa, uno o ambos de
- 40 Ca: 0,0002 a 0,003% y  
Mg: 0,0002 a 0,003%.

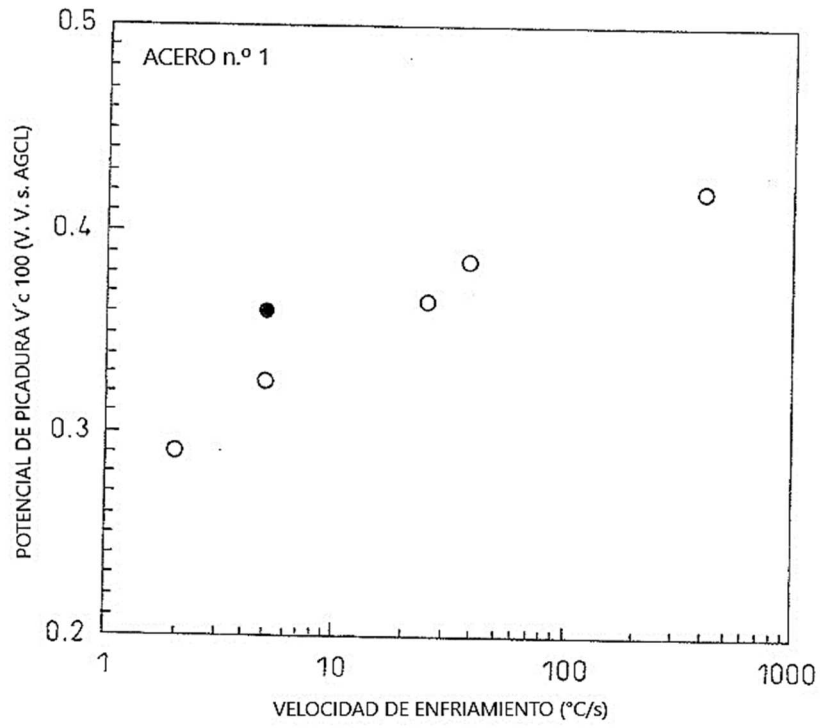
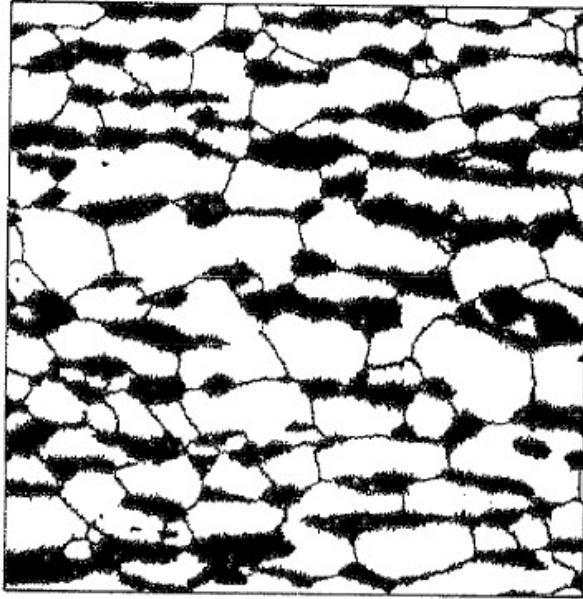
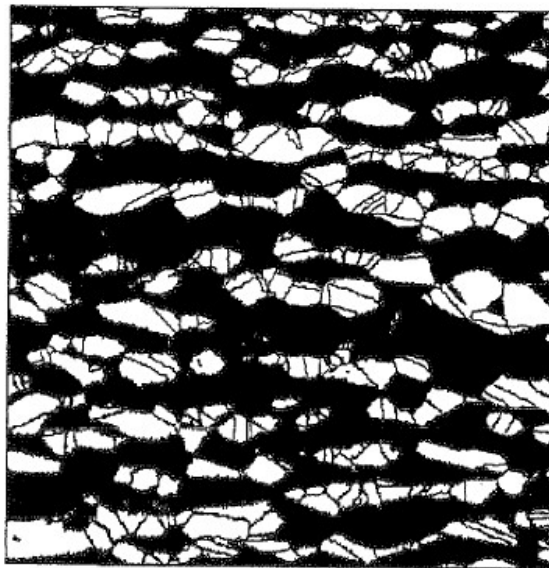


Figura 1



(a) FASE BCC MOSTRADA EN BLANCO

Figura 2



20  $\mu\text{m}$

(b) FASE FCC MOSTRADA EN BLANCO

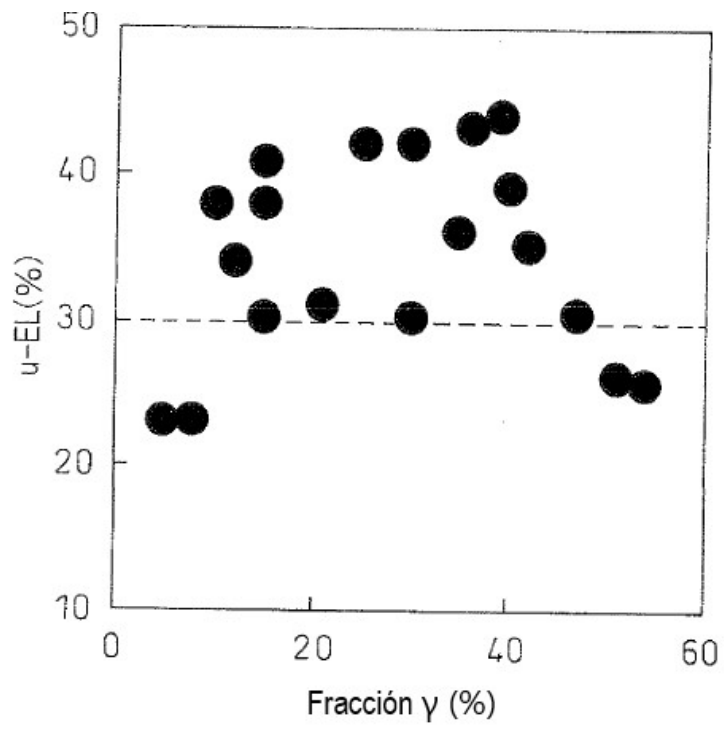


Figura 3

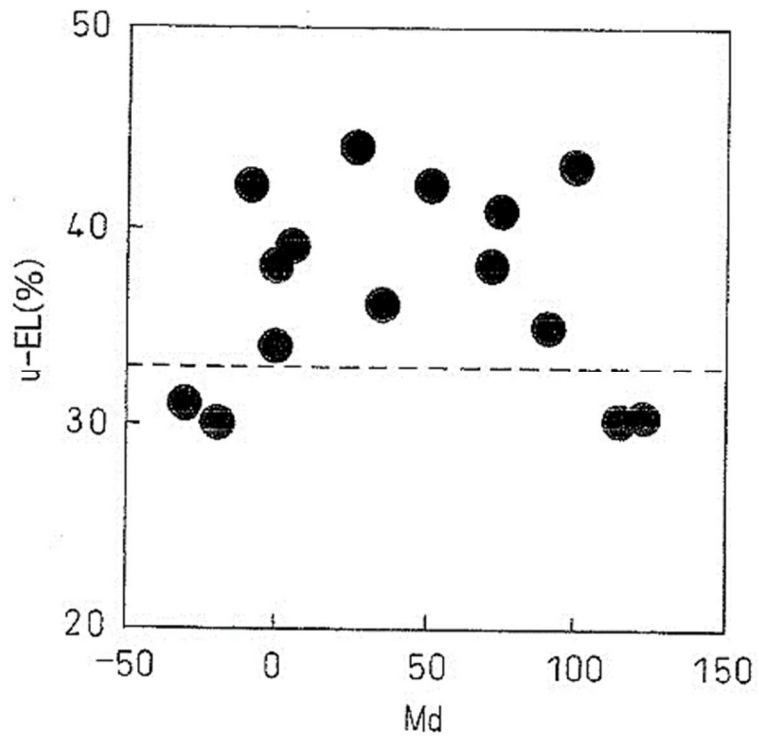


Figura 4

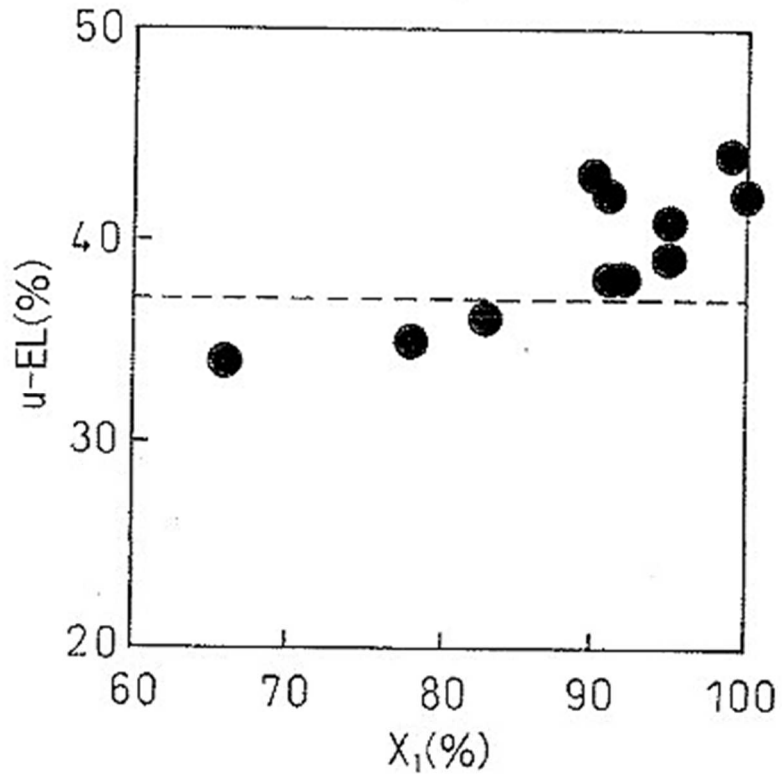


Figura 5

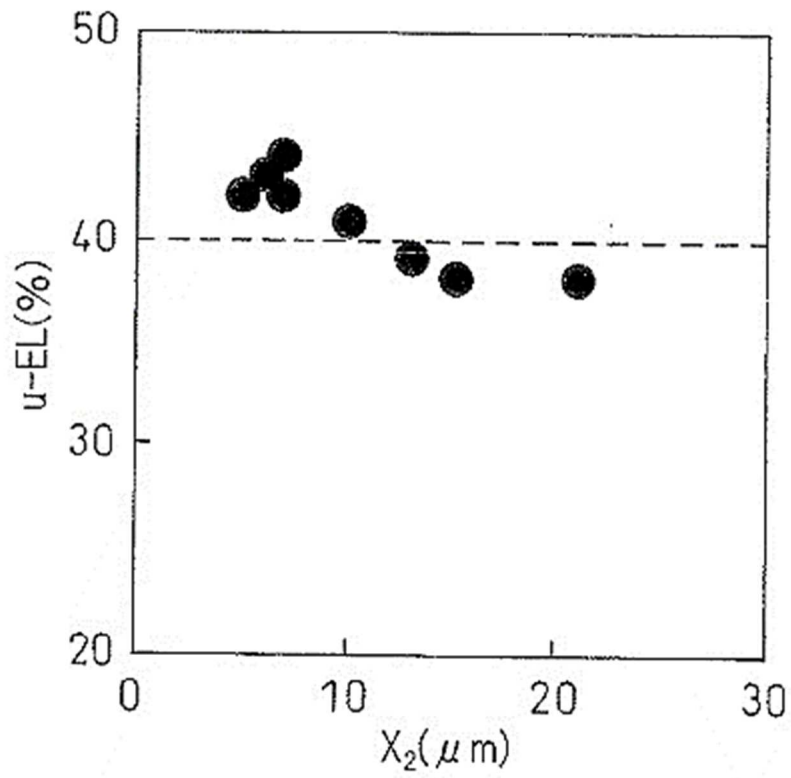


Figura 6