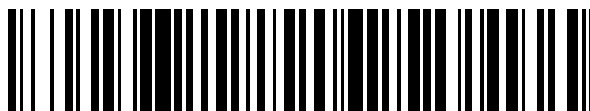


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 720 184**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01)
C21D 6/00 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/34 (2006.01)
C22C 38/42 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **17.03.2010** **PCT/JP2010/055147**
87 Fecha y número de publicación internacional: **23.09.2010** **WO10107132**
96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **17.03.2010** **E 10753622 (9)**
97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **20.02.2019** **EP 2410068**

54 Título: **Chapa de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa**

30 Prioridad:

19.03.2009 JP 2009067767

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
18.07.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

HATANO, MASA HARU;
TAKAHASHI, AKIHIKO;
ISHIMARU, EIICHIRO y
KIMURA, KEN

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 720 184 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa

Campo técnico

La presente invención se refiere a una chapa de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa, como capacidad de estirado.

Técnica anterior

El acero inoxidable austenítico tal como el SUS304 es excelente en cuanto a su equilibrio entre resistencia a la corrosión y facilidad de trabajo, de modo que se usa en una amplia variedad de aplicaciones como electrodomésticos de línea blanca, electrodomésticos de línea marrón y equipos electrónicos. En general, el acero inoxidable austenítico tiene valores muchos más altos de elongación de ruptura que el acero inoxidable ferrítico o el acero inoxidable dúplex, tiene una capacidad de estiramiento excelente y se prefiere a menudo por su aptitud para la conformación en prensa de la chapa de acero. Sin embargo, los aceros inoxidables austeníticos contienen cantidades grandes del caro y poco abundante Ni, de modo que tiene problemas de aplicabilidad general y economía en el futuro.

En el pasado, como alternativa al acero inoxidable austenítico, se ha conocido el acero inoxidable dúplex en el que disminuye la cantidad necesaria de Ni. Los textos de bibliografía de patentes TBP 1 a 3 describen aceros inoxidables dúplex de alta resistencia para su uso en la industria del automóvil que contienen Ni: de 1 a 7 %, Si: de más de 1 a 5 %, N: de 0,04 a 2 %, y Cr: de 17 a 22 % y a los que se añaden Mn, Cu, etc., para compensar la cantidad de Ni y aumentar el módulo de Young. Estos aceros inoxidables dúplex se caracterizan por su contenido alto de Si y bajo de Ni y se proporcionan con valores del límite convencional de elasticidad al 0,2 % superiores a 500 MPa y una alta elongación.

En los años recientes, se ha informado de la producción de acero inoxidable austenítico-ferrítico, al que, además de tener una cantidad reducida de Ni, se le ha añadido una cantidad relativamente grande de N para darle una ductilidad alta. Los textos de bibliografía de patentes TBP 4 y TBP 5 describen aceros inoxidables austenítico-ferríticos con aptitud para la conformación excelente que restringen la cantidad de Ni hasta 3 % o menos y ajustan el balance de C+N y otros ingredientes en la fase austenítica para conseguir una ductilidad alta. Como técnica relacionada con ello, el texto de bibliografía de patentes TBP 6 describe acero inoxidable austenítico-ferrítico con unas excelentes capacidad de estiramiento y resistencia a la corrosión en fisuras que restringe la cantidad de Ni a 1 % o menos y la cantidad de Mn a 2 % o menos y añade N en una cantidad comprendida en el intervalo de 0,05 a 0,6 %. En los ejemplos de la publicación anterior, la cantidad de Ni se disminuye añadiendo una cantidad de N de al menos 0,08 % o más.

Recientemente, el texto TBP 7 ha descrito aceros inoxidables ferrítico-austeníticos con excelentes resistencia a la corrosión y facilidad de trabajo que establecen el límite superior de la cantidad de N en 0,15 % y bajan la cantidad de Ni en consecuencia. En estos aceros inoxidables se establece la desigualdad de cantidades $Cr + 3Mo + 10N - Mn \geq 18 \%$, desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión, y definen el tamaño, relación de aspecto y distancia intergranular de los granos de austenita desde el punto de vista de la facilidad de trabajo. Los aceros descritos en la publicación anterior tienen menos de 50 % de fases austeníticas y comprenden principalmente fases ferríticas.

Los aceros descritos en los textos de bibliografía de patentes anteriores usan un poco de N para reducir la cantidad de Ni y aumentar la resistencia. Se está realizando mucha investigación acerca de los efectos del N sobre las propiedades mecánicas del acero inoxidable y otros materiales metálicos ferrosos. La adición de N tiene un efecto grande sobre el aumento del límite convencional de elasticidad o tensión de prueba al 0,2 %. Por ejemplo, en el texto de bibliografía no de patente TBNP 1, si se añade más del 0,1 % de N a la aleación Fe-Cr-Ni-Mn, a temperatura ordinaria, el límite convencional de elasticidad al 0,2 % supera con mucho 400 MPa. En la actualidad, los aceros descritos en los TBP 1 a 3 tienen valores de límites convencionales de elasticidad al 0,2 % superiores a 500 MPa. Los documentos TBP 4 a 7 no proporcionan valores para los valores convencionales de elasticidad al 0,2 % pero es fácil deducir a partir del documento TBNP 1 que el valor está por encima de 400 MPa.

Como se explica anteriormente, cuando el valor del límite convencional de elasticidad al 0,2 % supera 400 MPa, generalmente el valor es más de 100 MPa mayor que el correspondiente al acero SUS304 o a otros aceros inoxidables austeníticos. Por esta razón, la potencia de las máquinas de prensa actuales es insuficiente cuando se procede a la conformación mediante presión de la lámina de acero, de tal forma que el proceso de conformación resulta difícil y se hacen importantes los problemas de desgaste y daños de las matrices y los troqueles empleados. En otras palabras, actualmente no se ha resuelto todavía el problema de cómo obtener láminas de aceros inoxidables dúplex con cantidades reducidas de Ni conformables en prensas no distintos del SUS304 y de otros aceros inoxidables austeníticos.

Lista de citas

Bibliografía de patentes:

- TBP 1: publicación de la patente japonesa (A) número 62-47461
- TBP 2: publicación de la patente japonesa (A) número 62-47462
- 5 TBP 3: publicación de la patente japonesa (A) número 62-47463
- TBP 4: publicación de la patente japonesa (A) número 2006-169622
- TBP 5: publicación de la patente japonesa (A) número 2006-183129
- TBP 6: publicación de la patente japonesa (A) número 2006-200035
- TBP 7: documento de la patente WO2009/017258

10 Bibliografía no de patentes:

- TBNP 1: Curso técnico conmemorativo Nishiyama 190, noviembre de 2006, Instituto del hierro y del acero de Japón, p. 60
- TBNP 2: Informes técnicos de acero inoxidable de Japón, número 21 (1986), páginas 3 a 5

Compendio de la invención

15 Problema técnico

La presente invención tiene como objeto proporcionar láminas de acero inoxidable dúplex con una excelente aptitud para su conformación en prensas y unos valores del límite convencional de elasticidad al 0,2 % y de Erichsen equivalentes a los del acero inoxidable SUS304 y otros aceros inoxidables austeníticos, controlando los ingredientes del acero, la cantidad de Ni y la tasa de la fase austenítica.

20 Solución al problema

Los inventores se han dedicado a investigar de manera intensiva los efectos de los ingredientes, de la cantidad de Ni y de la tasa de la fase austenítica sobre los valores del límite convencional de elasticidad al 0,2 % y de Erichsen del acero inoxidable dúplex reduciendo la cantidad de Ni, para resolver así el problema anteriormente descrito y completar la presente invención.

25 La clave de la presente invención es como sigue:

- (1) Una lámina de acero inoxidable dúplex con una excelente capacidad de conformación en prensa, caracterizada por contener, en % en masa:

C: 0,001 a 0,05 %;

Mn: 1 a 5 %;

30 Cr: 16 a 21 %

Ni: 1 a 6 %;

Cu: 0,5 a 3 % y

N: 0,001 a 0,07 %,

y, opcionalmente uno o más de los siguientes elementos:

35 Mo: 1 % o menos,

Nb: 0,5 % o menos,

V: 0,5 % o menos,

Ti: 0,5 % o menos,

Sn: 1 % o menos,

40 Sb: 1 % o menos,

W: 1 % o menos y

Al: 0,1 % o menos

y, opcionalmente uno o más de los siguientes elementos:

B: 0,01 % o menos,

5 Ca: 0,01 % o menos,

Mg: 0,01 % o menos,

La: 0,3 % o menos,

Ce: 0,3 % o menos,

Zr: 0,3 % o menos e

10 Y: 0,3 % o menos

que tiene un valor de balance de Ni dado por la fórmula siguiente $<1>$ de -7,5 a -3,5, que tiene un balance de Fe e impurezas inevitables, que tiene una tasa de fase austenítica de 50 % a 95 % y que tiene el resto de fases de ferrita y en la que las fases α de menos de 50 μm están dispersas en formas fibrosas o en forma de granos en la dirección del espesor de la lámina de la chapa de acero inoxidable dúplex:

15 balance de Ni = $30 (C+N) + Ni + 0,5 Mn + 0,3 Cu - 1,1(Cr + 1,5 Si) + 8,2$ fórmula $<1>$;

(2) Una lámina de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa, tal como se describe en (1), caracterizada porque dicho acero contiene, además, en % en masa, uno o más de los siguientes elementos:

Mo: 1 % o menos

20 Nb: 0,5 % o menos,

V: 0,5 % o menos,

Ti: 0,5 % o menos,

Sn: 1 % o menos,

Sb: 1 % o menos,

25 W: 1 % o menos y

Al: 0,1 % o menos

(3) Una lámina de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa, tal como se describe en (1) o (2), caracterizada porque dicho acero contiene, además, en % en masa, uno o más de los siguientes elementos:

30 B: 0,01 % o menos,

Ca: 0,01 % o menos,

Mg: 0,01 % o menos,

La: 0,3 % o menos,

Ce: 0,3 % o menos,

35 Zr: 0,3 % o menos e

Y: 0,3 % o menos

(4) Una lámina de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa, tal como se describe en (1), (2) o (3), caracterizada porque el valor del límite convencional de elasticidad al 0,2 % es menor de 400 MPa y el de elongación de ruptura es de 35 % o más.

40 (5) Una lámina de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa, tal como se describe en cualquiera de los puntos (1) a (4) caracterizada porque presenta un valor de Erichsen

(valor obtenido en el ensayo de embutibilidad de Erichsen) de 11 mm o más.

En la explicación que sigue, las invenciones correspondientes a los aceros descritos previamente en los párrafos (1) a (5) se denominarán “presentes invenciones”. Además, las invenciones de (1) a (5) combinadas se denominarán a veces “la presente invención”.

5 Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, es posible proporcionar una lámina de acero inoxidable dúplex con una excelente aptitud para la conformación en prensa, en la que se definen los ingredientes del acero, el balance de Ni y la tasa de fase austenítica para obtener unos valores del límite convencional de elasticidad al 0,2 % y de Erichsen iguales a los del acero SUS304 o a los de otro acero inoxidable austenítico. El aspecto notable que muestra la invención es que la lámina de acero inoxidable dúplex de la presente invención se puede conformar bajo presión de manera no diferente a las láminas de acero SUS304 o de otro acero inoxidable austenítico y que se puede disminuir la cantidad de Ni.

Breve descripción de los dibujos

La figura 1 es una gráfica que muestra la relación entre el valor de Erichsen y los ingredientes.

La figura 2 es una gráfica que muestra la relación entre el valor de Erichsen y el balance de Ni.

15 Descripción de realizaciones

Los inventores se han dedicado a investigar de manera intensiva los efectos de los ingredientes, de la cantidad de Ni y de la tasa de la fase austenítica sobre los valores del límite convencional de elasticidad al 0,2 % y de Erichsen del acero inoxidable dúplex reduciendo la cantidad de Ni, para resolver así el problema anteriormente descrito y completar la presente invención. A continuación, se explican hallazgos representativos de los experimentos realizados.

La tabla 1 muestra los ingredientes representativos del acero de ensayo. Aceros inoxidables dúplex con estos ingredientes se fundieron bajo vacío y se usaron para producir chapas laminadas en caliente. Las chapas laminadas en caliente se sometieron a recocido a 1050 °C y luego se decaparon para producir chapas laminadas en frío de 0,6 mm de espesor. Las chapas laminadas en frío se recocieron a 1050 °C. Se midió en las chapas recocidas laminadas en frío la tasa de fase austenita (γ) y se usaron para ensayos de tracción, y prueba Erichsen (según el estándar JIS número 13B).

Tabla 1

	Componentes químicos (% en masa)							Balance de Ni
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	N	
A	0,015	1,9	4,0	17,1	4,9	1,9	0,025	-5,1
B	0,028	0,1	3,4	21,3	1,6	0,5	0,086	-8,5
C	0,030	0,3	4,6	20,5	3,7	0,5	0,150	-3,3

$$\text{Balance de Ni} = 30 (C+N) + 0,5 \text{ Mn} + 0,3 \text{ Cu} + \text{Ni} - 1,1(\text{Cr} + 1,5 \text{ Si}) + 8,2$$

La tasa de fase γ se obtuvo midiendo en un mapa de fases identificando las estructuras cristalinas fcc y bcc mediante el método EBSD en las secciones transversales de la lámina. El ensayo de tracción con probeta según el estándar JIS 13B obtiene una pieza de ensayo para tracción en la dirección de laminación, establece la velocidad de tracción en 10 mm/min (intervalo prescrito en JIS Z 2241) y mide el límite convencional de elasticidad al 0,2 % (0,2 % PS, del inglés “proof stress”), la resistencia a la tracción (RT) y la elongación de rotura (ER). El ensayo Erichsen se realiza con una pieza de ensayo cuadrada de 90 mm, siguiendo el método B basado en el estándar JIS Z 2247 (presión del punzón de 1 tonelada) y mide la altura de la deformación cuando se abre una grieta a través del espesor de la chapa (valor de Erichsen).

La tabla 2 muestra las propiedades mecánicas, el valor de Erichsen (Er) y la tasa de fase γ (γ) obtenida a partir de láminas de aceros con ingredientes habituales de chapas comparadas con las de aceros de ferrita (α) y fase única γ , SUS430LX y SUS304. Como se puede deducir de la tabla 2, el acero A tiene un valor de Erichsen que no es diferente del acero SUS304. Por otro lado, los aceros B y C a los cuales se ha añadido N tienen valores altos de la elongación, pero límites convencionales de elasticidad al 0,2 % mucho mayores que el acero SUS304 y valores Erichsen iguales o más bajos que los del acero SUS430LX a base de fase α .

Tabla 2

	0,2 % PS (N/mm ²)	RT (N/mm ²)	ER (%)	Er (mm)	γ (% en volumen)
A	320	700	47	12,5	75
B	427	700	46	9,5	30
C	535	790	47	10,0	70
S430LX	270	400	34	10,0	0
S304	300	700	51	12,8	100

Er = valor en el ensayo Erichsen

Se sabe que, habitualmente, el valor Erichsen aumenta proporcionalmente con el valor de elongación de rotura de un material. Sin embargo, tal como se ha explicado previamente, el acero inoxidable dúplex de alta resistencia al que se ha añadido N no tiene necesariamente un valor Erichsen compatible con una alta elongación. Es decir, los aceros B y C a los cuales se añade N algunas veces no pueden proporcionar una alta facilidad de trabajo en un modo de deformación previniendo la conformación en prensa distinto de un ensayo de tracción. Para aclarar las razones de ello, los inventores examinaron la microestructura detallada de porciones de los aceros A, B y C después de los ensayos de tracción y del ensayo Erichsen cerca de las zonas fracturadas, mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM, por sus siglas en inglés). Como resultado de ello, se obtuvieron los siguientes descubrimientos que explican los hallazgos experimentales descritos en la tabla 2:

(a) Todas las piezas fracturadas después del ensayo de tracción tenían estricción o "formación de cuello" junto con reducción del espesor de lámina. Por otra parte, después del ensayo Erichsen los aceros B y C que tienen valores Erichsen bajos se fracturaron sin casi estricción.

(b) Cerca de las zonas fracturadas de los aceros B y C después del ensayo Erichsen, se formó un gran número de huecos finos desde cerca de las fronteras entre las fases diferentes γ/α . Se observó la situación donde los agujeros o huecos finos formaron puntos de partida para la progresión de grietas a través de las fases α o de las fronteras entre las fases γ/α .

(c) El N se concentra en las fases γ y aumenta la resistencia y el endurecimiento por acritud (mecánico). Por lo tanto, si se añade N se puede predecir fácilmente que la diferencia en resistencia entre las fases γ y las fases α aumentará a medida que aumente el grado de trabajo mecánico. Se cree que los resultados de la observación de (b) se deben a la diferencia en la resistencia entre las fases γ y las fases α .

(d) En el acero A que tiene valores Erichsen altos prácticamente no se forman huecos finos a partir de la frontera α/γ . Se confirmó que las fases α siguen la gran capacidad de deformación de las fases γ y por tanto sufren gran estricción y se fracturan de la misma forma que en los ensayos de tracción.

(e) Como característica de la composición del acero A se hace notar que se le añaden cantidades bajas de N y Si. Al disminuir la cantidad de N, la resistencia y el endurecimiento por medios mecánicos de las fases γ disminuyen. El Si forma selectivamente una disolución sólida en las fases α y aumenta la resistencia y el endurecimiento por medios mecánicos de las fases α . De esta forma, se cree que disminuyendo la diferencia en la resistencia entre las fases α y las fases γ haciendo que las fases γ de alta capacidad de deformación sean las fases principales, se obtiene un buen valor Erichsen.

(f) Sobre la base de las conclusiones del apartado (e) anterior, los inventores tomaron nota de las cantidades de N y de Si e investigaron con detalle los intervalos de componentes que proporcionan un valor de Erichsen alto. Se ajustaron las cantidades de Cr, Ni, Mn y Cu a un intervalo de -9 a -2 mediante el balance de Ni. La figura 1 muestra los resultados. En la figura, un valor de Erichsen de 11 mm o más se indica mediante los círculos "o", mientras que un valor de menos de 11 mm se indica mediante el símbolo "x". Un valor de Erichsen de 11 mm es difícil de alcanzar con acero inoxidable basado en fase α y era un valor cercano al umbral para el acero inoxidable a base de fase γ . Como se desprende la figura 1, se aprendió que un valor de Erichsen alto de 11 mm o más se obtiene cuando la cantidad de N es de 0,001 a 0,07 % y se añade Si en cantidades en el intervalo de 1,5 a 3 %.

(g) Los inventores dispusieron los valores de Erichsen de la figura 1 en función del balance de Ni. Los resultados se muestran en la figura 2. Aquí, el balance de Ni se define mediante la expresión $30 (C+N) + Ni + 0,5 Mn + 0,3 Cu - 1,1 (Cr + 1,5 Si) + 8,2$. El balance de Ni se usa a menudo como un parámetro relativo a la producción de las fases α y de las fases γ . La figura 2 muestra también los valores de Erichsen del acero inoxidable de base de fase γ mediante el mismo parámetro. En los aceros inoxidables a base de fase γ hay un intervalo de ingredientes que proporciona un buen valor de Erichsen. La razón es el aumento en la elongación debido a la transformación martensítica inducida por trabajo mecánico de las fases γ (plasticidad inducida por transformación: TRIP por sus siglas en inglés). A partir de este estudio, los

inventores descubrieron un equilibrio de ingredientes para el cual tanto la elongación como el valor Erichsen aumentan debido al fenómeno TRIP de forma similar al acero inoxidable a base de fase γ y en el intervalo de ingredientes descrito en (e) y en (f) (intervalo del balance de Ni). Es decir, los inventores obtuvieron un nuevo descubrimiento: se obtiene un valor Erichsen alto en el intervalo de balance de Ni de -7,5 a -3,5, más preferiblemente cuando ese valor cae en el intervalo de -6 a -4.

Las presentes invenciones de (1) a (5) se completaron sobre la base de los descubrimientos de (a) a (g).

A continuación, se explicarán con detalle los distintos requisitos de la presente invención. Nótese que las indicaciones en % en los contenidos de los ingredientes significan % en masa.

(A) Las razones para la limitación de los ingredientes se explicarán a continuación.

10 El C aumenta la tasa de fase γ y se concentra en las fases γ para aumentar la estabilidad de las fases γ . Por lo tanto, actúa de manera efectiva para ajustar el balance de Ni para manifestar la capacidad de conformación en prensa que busca la presente invención. Para obtener el efecto anterior, la cantidad necesaria es de 0,001 % o más. Sin embargo, por encima de 0,05 % la resistencia de las fases γ aumenta y facilita que aumente la sensibilización
15 debido a la precipitación en la frontera de grano de los carburos lo que conduce a una caída en la resistencia a la corrosión. Por esta razón, se establece el límite superior en 0,05 %, preferiblemente 0,03 % o menos.

El Si forma selectivamente una disolución sólida en las fases α , aumenta la resistencia y el endurecimiento por medios mecánicos de las fases α y disminuye la diferencia en las resistencias entre las fases α y las fases γ , para manifestar la capacidad de conformación en prensa que es objetivo de la presente invención. Es un elemento
20 añadido esencialmente para esto. Además, tiene la acción de aumentar la estabilidad de las fases α y suprimir la transformación martensítica en el proceso de enfriamiento después del recocido. Si experimentan la transformación martensítica, las fases α se convierten en fases duras y la facilidad de trabajo se empeora notablemente. Para obtener el efecto sobre la facilidad de trabajo que se desea conseguir con la presente invención, se añade 1,5 % o más, como se muestra también en la figura 1. Sin embargo, cuando se añade más de 3 % se produce un aumento del endurecimiento de la fase α y una caída en la facilidad de trabajo. Por esta razón se fija el límite superior en 3 %.
25 El intervalo preferido es de 1,5 a 2,5 %.

El Mn aumenta la tasa de fase γ y se concentra en las fases γ para aumentar la estabilidad de las fases γ . Por lo tanto, actúa de manera efectiva para ajustar el balance de Ni para manifestar la capacidad de conformación en prensa que busca la presente invención. Para obtener el efecto anterior, se añade 1 % o más. Sin embargo, si se
30 añade más de 5 %, además de una caída en la resistencia a la corrosión, aumenta la resistencia de las fases γ y se produce una caída en la capacidad de conformación en prensa. Por esta razón, se establece el límite superior en 5 %. Desde los puntos de vista de la facilidad de trabajo y de la resistencia a la corrosión, el intervalo preferido es de 2 a 4,5 %, más preferiblemente de 3 a 4 %.

El Cr es un elemento que forma fases α y actúa también asegurando la resistencia a la corrosión y ajustando la estabilidad de las fases γ , para manifestar la capacidad de conformación en prensa que busca la presente invención. Además, el Cr, como el Si, suprime la transformación martensítica de las fases α en el proceso de enfriamiento
35 después del recocido. Por lo tanto, para asegurar la estabilidad de las fases α y la acción sobre la resistencia a la corrosión, etc., se hace que el contenido sea del 16 % o más. Sin embargo, si el mismo supera el 21 %, resulta difícil hacer que las fases γ sean las fases principales. Esto da lugar a una caída en la facilidad de trabajo que busca la presente invención. Por esta razón, se establece un límite superior de 21 % o menos. Desde los puntos de vista de la facilidad de trabajo y de la resistencia a la corrosión, el intervalo preferido es de 16,5 a 18,5 %.
40

El Ni es un elemento eficaz formando fases γ y actúa de manera eficaz para ajustar el balance de Ni para manifestar la capacidad de conformación en prensa que busca la presente invención. Para obtener este efecto, se añade 1 % o más. Sin embargo, si el porcentaje supera el 6 % no se puede decir que se ahorre Ni y entonces se produce un aumento de los costes de material. Por esta razón, se establece un límite superior del 6 %. Desde los puntos de
45 vista de la facilidad de trabajo y de los costes, el intervalo preferible es de 2 a 5 % y más preferiblemente de 2,5 a 4,5 %.

El Cu es un elemento eficaz formando fases γ de la misma forma que el Ni y el Mn y actúa de manera eficaz para ajustar el balance de Ni para manifestar la capacidad de conformación en prensa que es objetivo de la presente invención. Para obtener este efecto, se añade en cantidades de 1 % o más. Además, es también un elemento eficaz
50 para mejorar la resistencia a la corrosión mediante adición compuesta con Ni. Para obtener este efecto, se añade en una cantidad de 0,5 % o más. Sin embargo, si el porcentaje supera el 3 %, se produce una caída en la capacidad y facilidad de fabricación y se produce también un aumento de los costes de material. Por esta razón, se establece un límite superior del 3 %. Desde los puntos de vista del rendimiento y de la capacidad de fabricación, el intervalo preferible es de 1,5 a 2,5 %.

55 El N, al igual que el C y el Ni, es un elemento eficaz para formar fases γ . Actúa de manera eficaz para ajustar el balance de Ni para manifestar la capacidad de conformación en prensa que busca la presente invención. Por esta razón, se añade en una cantidad de 0,001 % o más. Por otra parte, tiene también el efecto de aumentar la resistencia de las fases γ y la capacidad de endurecimiento mediante medios mecánicos y de aumentar la diferencia

de resistencia entre las fases α y las fases γ . Por esta razón, cuando se usa de manera activa N de esta forma, ello conduce a una disminución de la capacidad de conformación en prensa que es el objetivo de la presente invención. Por lo tanto, como se muestra también en la figura 1, se hace que el límite superior sea de 0,07 %. Desde el punto de vista de la capacidad de trabajo buscada con la presente invención, el intervalo preferido es de 0,02 a 0,06 %.

5 A continuación, se explicarán los ingredientes opcionales de la presente invención.

El Mo se puede añadir, de manera adecuada, para mejorar la resistencia a la corrosión. Para obtener el efecto de mejora de la resistencia a la corrosión, se añade preferiblemente 0,1 % o más. Sin embargo, si se añade más de 1 %, el ahorro posible de costes se ve afectado. Por esta razón, cuando se añade, se hace que su contenido sea de 1 % o menos. Desde los puntos de vista de la resistencia a la corrosión y del ahorro, cuando se añade Mo la cantidad preferida está respectivamente en el intervalo de 0,2 a 0,8 %.

10 Los elementos Nb, V y Ti mejoran la resistencia a la corrosión y manifiestan efectos similares a los de Si. Es decir, mediante el fortalecimiento de la disolución de las fases α , se disminuye la diferencia de resistencia entre las fases α y γ para mejorar la capacidad de conformación en prensa y suprimir la transformación martensítica de las fases α en el proceso de enfriamiento después del recocido. De manera adecuada, se pueden añadir, para obtener los efectos anteriormente citados. Cuando se añaden, su contenido es preferiblemente de 0,05 % o más. Sin embargo, si supera el 0,5 %, el ahorro de costes puede verse afectado. Por esta razón, cuando se añaden, se hace que el contenido sea respectivamente de 0,5 % o menos. Desde los puntos de vista de los efectos anteriores y del ahorro, los intervalos preferidos de cantidades están entre 0,1 y 0,3 %.

15 Los elementos Sn, Sb y W se pueden añadir, de manera adecuada, para mejorar la resistencia a la corrosión. Para obtener el efecto de mejora de la resistencia a la corrosión, se añade preferiblemente una cantidad de 0,01 % o más. Sin embargo, si se añade más de 1 %, la facilidad de trabajo en caliente y otros aspectos de la capacidad de manejo en la fabricación se ven afectados de manera negativa, algunas veces. Por esta razón, cuando se añaden, se hace que las cantidades contenidas sean de 1 % o menos. Desde los puntos de vista de la resistencia a la corrosión y de la facilidad de manejo en la fabricación, los intervalos de cantidades preferidas cuando se añaden estos elementos están respectivamente entre 0,1 y 0,6 %.

20 El Al es un poderoso agente desoxidante y puede añadirse, de manera adecuada. Para obtener el efecto anterior, preferiblemente se añade 0,001 % o más. Sin embargo, si se añade más de 0,1 %, se forman nitruros o defectos superficiales o puede producirse una disminución en la resistencia a la corrosión. Por esta razón, cuando se añade, se hace que el contenido sea de 0,1 % o menos. Desde el punto de vista de los efectos anteriores y de la facilidad de manejo para la fabricación, el intervalo preferido de contenido de Al cuando se añade es de 0,005 a 0,05 %.

25 De manera adecuada, se pueden añadir los elementos B, Ca y Mg para mejorar la facilidad de trabajo en caliente. Para obtener el efecto anterior, se añaden cantidades de 0,0002 % o más, respectivamente. Sin embargo, si se añaden cantidades superiores a 0,01 % la resistencia a la corrosión disminuye notablemente algunas veces. Por esta razón, cuando se añaden dichos elementos, se hace que sus contenidos sean de 0,01 % o menos. Desde el punto de vista de los efectos anteriores y de la facilidad de manejo para la fabricación, los intervalos de cantidades preferibles, cuando se añaden, van de 0,0005 a 0,01 %.

30 Los elementos La, Ce, Zr, Y y otros metales de tierras raras tienen también efectos de mejorar la facilidad de trabajo en caliente de la misma forma que el B, Ca y Mg. Por lo tanto, se pueden añadir, de manera adecuada. Para obtener estos efectos, se añaden preferiblemente en cantidades de 0,001 % o más. Sin embargo, si se añaden cantidades superiores del 0,3 %, algunas veces se ve afectado el ahorro de costes. Por esta razón, cuando se añaden, se hace que los contenidos sean del 0,3 % o menos. Desde los puntos de vista de los efectos anteriormente indicados y del ahorro, los intervalos de cantidades preferibles, cuando se añaden, van de 0,002 a 0,1 %.

35 Adicionalmente, además de los ingredientes anteriores, se pueden incluir P, S y O (oxígeno) como impurezas inevitables. El P, el S y el O son elementos perjudiciales para la facilidad de trabajo en caliente y para la resistencia frente a la corrosión. El P se encuentra preferiblemente en cantidades de 0,1 % o menos, más preferiblemente 0,05 % o menos. El S está preferiblemente en cantidades de 0,01 % o menos, más preferiblemente 0,005 % o menos y todavía más preferiblemente menos de 0,002 %. La cantidad de O es preferiblemente de 0,01 % o menos, más preferiblemente de 0,005 % o menos y todavía más preferiblemente menor de 0,002 %.

40 Además de los intervalos previamente indicados de componentes, se prescribe un intervalo de valores de un parámetro relacionado con la producción de las fases γ y α , definido mediante el balance de Ni según la siguiente fórmula <1> que relaciona las cantidades de C, N, Ni, Mn, Cu, Cr y Si, para obtener la capacidad de conformación en prensa que es el objetivo de la presente invención. El valor de Erichsen, parámetro que determina la capacidad de conformación en prensa, alcanza el valor objetivo de 11 mm de la presente invención, de acuerdo con los resultados de la figura 2, en el intervalo del parámetro "balance de Ni" de -7,5 a -3,5. Por ello, se ajustan los contenidos de los diferentes elementos de forma que se obtenga un valor del parámetro "balance de Ni" que esté en el intervalo de -7,5 a -3,5. Preferiblemente, a partir de los resultados del estudio de la figura 2, se hace que el valor esté en el intervalo de -6 a -4, de tal forma que el valor de Erichsen sea máximo.

"balance de Ni" = $30 (C + N) + Ni + 0,5 Mn + 0,3 Cu - 1,1 (Cr + 1,5 Si) + 8,2$ (fórmula <1>)

(B) La microestructura metálica se explicará a continuación:

La lámina de acero inoxidable dúplex de la presente invención tiene los ingredientes y el balance de Ni comentados en la sección anterior (A) y define la tasa de fase γ para mejorar la capacidad de conformación en prensa. La tasa de fase γ tiene una correlación general con el balance de Ni. Es decir, la tasa de fase γ tiende a aumentar a medida que aumenta el valor del balance de Ni. Sin embargo, la capacidad de producción de fase γ en la región de temperatura de recocido final explicada más adelante no se corresponde de manera directa necesariamente con los coeficientes de los elementos en el balance de Ni. Por esta razón, para obtener la capacidad de conformación en prensa que es objetivo de la presente invención, es necesario definir tanto el balance de Ni como la tasa de fase γ .

Tal como se ha explicado previamente en el texto, la tasa de fase γ se puede obtener mediante el método EBSP. El método EBSP (del inglés "Electron Back Scattered Patterns", difracción de electrones retrodispersados), tal como se describe, por ejemplo, en *Microscope*, Seichi Suzuki, vol. 39, número 2, páginas 121 a 124, determina datos cristalográficos de las fases γ (fcc) y de las fases α (bcc) y presenta un mapa de distribución de fases en el que se codifican mediante colores diferentes las fases individuales. Gracias a ello, es posible obtener la tasa de fase γ . Además, es posible obtener una noción del estado de dispersión de las fases γ y fases α . Por ejemplo, se examinan secciones transversales de las muestras en la dirección del espesor de la lámina bajo una relación de medida de 500.

Para asegurar la capacidad de conformación en prensa que es objetivo de la presente invención, se establece un límite inferior de la tasa de la fase γ en el 50 % de la misma. Para disminuir el límite convencional de elasticidad al 0,2 % y manifestar de manera eficaz la capacidad de conformación en prensa, la tasa es preferiblemente de 60 % o más. Por otra parte, si la tasa de fase γ supera el 95 % hay que añadir grandes cantidades de Ni, Mn y Cu. Esto es un problema desde el punto de vista del ahorro de Ni y de los costes. Además, no es fácil la diferenciación respecto del acero inoxidable a base de fase γ . Por esta razón, se establece un límite superior de 95 %. Desde el punto de vista del ahorro de Ni y de los costes, el intervalo preferido (de tasa de fase γ) es de 60 a 80 %.

El texto de bibliografía no de patente TBNP 2 informa acerca de la microestructura metálica de acero inoxidable dúplex caracterizado por un alto contenido de Si y un bajo contenido de Ni en relación al desarrollo de los textos de bibliografía de patentes TBP 1 a 3. Estos aceros tienen como objetivo conseguir un aumento del límite convencional de elasticidad al 0,2 % para asegurar la resistencia en su uso en la industria automovilística como se explica en la técnica anterior. En general, el límite convencional de elasticidad al 0,2 % de las fases γ es inferior al de las fases α . Por esta razón, para aumentar el límite convencional de elasticidad al 0,2 % es preferible proporcionar una microestructura dúplex en la que las fases principales sean las fases α . La microestructura metálica mostrada en el texto de bibliografía no de patente TBNP 2 es un acero inoxidable dúplex con una cantidad de Cr por encima de 17 % en el que las fases α constituyen las fases principales (de 53,3 a 75,0 % fase α). Por lo tanto, la microestructura metálica de la presente invención cuyo objetivo es la facilidad de conformación en prensa de la lámina de acero es diferente de la microestructura metálica del acero descrito en los textos de bibliografía de patentes TBP 1 a 3.

Tal como se ha explicado previamente, la lámina de acero inoxidable dúplex de la presente invención está constituida principalmente por fases γ siendo el resto fases α . Si la cantidad de Cr o la cantidad de Si es baja, las fases α experimentan a veces transformación martensítica en el proceso de enfriamiento después del recocido. También pueden estar incluidas de manera inevitable las fases martensíticas en un grado que no impida la facilidad de conformación bajo presión que es el objetivo de la presente invención.

No está particularmente limitada la forma en que las fases α se dispersan cuando se hace que las fases γ sean las fases principales. Desde el punto de vista de la facilidad de conformación bajo presión, se prefiere que las fases α se dispersen finamente. De manera específica, las fases α menores de 50 μm se dispersan preferiblemente en formas fibrosas o formas de grano en la dirección del espesor de la lámina.

(C) A continuación, se explicarán las propiedades mecánicas y el valor de Erichsen

La lámina de acero inoxidable dúplex de la presente invención tiene los ingredientes y el balance de Ni explicados en la sección (A) y define la tasa de fase γ explicada en la sección (B) con el fin de mejorar la facilidad de conformación en prensa. Las propiedades mecánicas y el valor de Erichsen de las láminas de acero que cumplen con estas condiciones tienen preferiblemente los valores siguientes de tal forma que hacen posible una capacidad de conformación en prensa no diferente de la de chapas de acero SUS304 o de otros aceros inoxidables austeníticos.

Preferiblemente, el límite convencional de elasticidad al 0,2 % es menor de 400 MPa para que no sea diferente del valor del acero SUS304 u otros aceros inoxidables austeníticos. Cuando el valor es de 400 MPa o más, cuando se piensa en una prensa real, existe el temor de que la prensa no tenga suficiente potencia o que se desgaste o se dañe el molde. De manera más preferible se hace que dicho límite convencional de elasticidad al 0,2 % tenga un valor de 350 MPa o menos. El límite inferior no está especialmente definido, pero si se considera la cantidad de C+N o la cantidad de aleación añadida, el intervalo más preferido es de 250 a 350 MPa.

La elongación de rotura es preferiblemente de 35 % o más para obtener un valor de Erichsen alto como se explica en los aceros de prueba A, B y C en la tabla 2 y en el párrafo (g). Más preferiblemente, el valor es de 40 % o más, incluso todavía más preferiblemente de 45 % o más.

El valor de Erichsen es importante como parámetro relacionado con la facilidad de conformación en prensa y capacidad de estirado. Como se explica en el método de ensayo y en (f), para obtener un grado de facilidad de conformación en prensa no distinto del de los aceros inoxidables austeníticos, tal como se busca en la presente invención, el valor es preferiblemente de 11 mm o más, más preferiblemente de 12 mm o más. No se define particularmente un límite superior, pero es difícil que dicho valor sea superior a 15 mm, en las condiciones prescritas en el método B del estándar JIS Z 2241 (presión en el punzón de 1 tonelada).

(D) A continuación, se explicará el método de producción

En la medida en que el acero está constituido por los componentes explicados en la sección (A), con el balance de Ni allí indicado y en que se cumplen las condiciones de tasa de fase y explicadas en la sección (B), el método de producción no está particularmente limitado.

Las condiciones de laminado en frío y recocido final tienen efecto sobre la tasa de fase y el estado de dispersión de la microestructura. La tasa de reducción del laminado en frío es preferiblemente de 40 % o más desde el punto de vista de la dispersión fina de las fases α como segunda fase. El recocido final se realiza preferiblemente a temperaturas en el intervalo de 950 a 1150 °C con el fin de que las fases α sean las fases principales. Si se realiza a temperaturas superiores a 1150 °C, aumenta la producción de fases α y entonces es probable que la microestructura sea más gruesa. Si se realiza a temperaturas inferiores a 950 °C, es probable entonces que la recristalización y suavizado de las fases α sea insuficiente. Preferiblemente, el enfriamiento después del recocido se realiza a una velocidad de enfriamiento de aproximadamente 3 °C/s o más, al aire, para suprimir la transformación martensítica de las fases α en el caso de una pequeña cantidad de Cr, cantidad de Si, etc.

Ejemplos

A continuación, se explican ejemplos de la presente invención.

Aceros inoxidables dúplex que tienen los componentes indicados en la tabla 3 se fundieron y se laminaron en caliente para producir chapas laminadas en caliente de 4,0 a 5,0 mm de espesor. Los aceros números 1 a 22 de la tabla tienen los ingredientes y el balance de Ni prescritos por la presente invención. Los aceros 23 y 24 tienen los ingredientes prescritos por la presente invención pero tienen un valor del balance de Ni fuera del intervalo de la presente invención. Los aceros números 25 a 27 tienen balances de Ni prescritos por la presente invención, pero tienen intervalos de pesos de componentes fuera de los preconizados en la presente invención. Estas chapas laminadas en caliente fueron recocidas y decapadas y luego laminadas en frío hasta obtener espesores de 0,7 mm y finalmente se recoció a 1050 °C.

Tabla 3

Acero número	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	N	Balance de Ni	Otros	Notas
1	0,015	1,9	4,0	17,1	5,2	1,9	0,005	-5,4		Ejemplo de la invención
2	0,015	1,9	4,0	17,1	5,2	1,9	0,005	-5,4	B: 10 ppm, Ca: 5 ppm	Ejemplo de la invención
3	0,003	1,9	3,7	17,1	3,9	1,8	0,028	-6,6		Ejemplo de la invención
4	0,019	1,9	1,3	17,2	4,8	1,8	0,028	-6,5		Ejemplo de la invención
5	0,020	2,3	4,2	17,0	1,5	2,7	0,068	-7,2		Ejemplo de la invención
6	0,021	1,5	3,0	16,2	2,5	1,0	0,051	-5,6		Ejemplo de la invención
7	0,021	2,8	3,8	16,3	3,0	1,8	0,060	-6,5		Ejemplo de la invención
8	0,025	1,7	4,2	16,8	1,2	1,8	0,045	-7,2		Ejemplo de la invención
9	0,046	2,0	3,5	16,8	2,0	0,6	0,040	-7,1		Ejemplo de la invención
10	0,025	1,7	3,8	16,8	4,7	2,3	0,045	-3,7		Ejemplo de la invención
11	0,025	1,7	3,8	16,8	4,7	2,3	0,045	-3,7	Mo: 0,3, Ce: 0,01, Zr:	Ejemplo de la invención

ES 2 720 184 T3

									0,01, Y: 0,01	
12	0,015	0,6	3,0	18,2	3,0	2,0	0,025	-6,5		Ejemplo de comparación
13	0,015	0,6	3,0	18,2	3,0	2,0	0,025	-6,5	Nb: 0,1, V: 0,1	Ejemplo de comparación
14	0,015	2,1	4,8	18,0	3,8	1,9	0,030	-6,9		Ejemplo de la invención
15	0,015	1,9	3,0	18,0	5,7	1,5	0,015	-6,2		Ejemplo de la invención
16	0,015	1,1	3,9	19,2	4,8	2,0	0,025	-6,2		Ejemplo de la invención
17	0,015	0,7	3,8	20,5	5,2	2,0	0,020	-6,8	Al: 0,05	Ejemplo de comparación
18	0,015	0,7	3,8	20,5	5,2	2,0	0,020	-6,8		Ejemplo de comparación
19	0,015	1,9	3,0	18,0	5,7	1,5	0,015	-6,2		Ejemplo de la invención
20	0,010	1,8	3,7	17,6	4,8	2,1	0,025	-5,8	Sb. 0,1	Ejemplo de la invención
21	0,010	1,8	3,7	17,6	4,8	2,1	0,025	-5,8	W. 0,1, La: 0,05	Ejemplo de la invención
22	0,010	1,8	3,7	17,6	4,8	2,1	0,025	-5,8	Ti: 0,1, Sn: 0,1, Mg: 5 ppm	Ejemplo de la invención
23	0,020	0,8	4,2	16,9	4,2	1,9	0,040	*-3		Ejemplo de comparación
24	0,020	1,9	4,2	19,5	4,0	1,9	0,040	*-7,9		Ejemplo de comparación
25	0,030	0,6	3,5	20,5	1,7	0,5	*0,14	-6,6		Ejemplo de comparación
26	0,030	0,8	3,5	*15,5	1,7	0,5	0,020	-5,1		Ejemplo de comparación
27	0,030	0,7	4,7	*21,5	3,5	2,5	0,060	-7,3		Ejemplo de comparación

balance de Ni = 30 (C + N) + ni + 0,5 Mn + 0,3 Cu -1,1 (Cr + 1,5 Si) + 8,2

*: significa que está fuera del objetivo de la presente invención

- 5 Se obtuvieron diversas piezas de ensayo a partir de las chapas laminadas en frío y recocidas y se realizaron medidas en ellas de la tasa de fase γ o se usaron para los ensayos de tracción JIS número 13B o los ensayos Erichsen. La medida y los métodos de ensayo fueron como sigue. Se evaluaron el límite convencional de elasticidad al 0,2 % (0,2 % PS), la resistencia a la tracción (RT), la elongación de rotura (ER), el valor de Erichsen y la tasa de fase γ . Los resultados de la evaluación se muestran en la tabla 4.

Tabla 4

Acero número	0,2 % PS (N/mm ²)	RT, N/mm ²	ER, %	Er, mm	γ , % en volumen	Notas
1	280	650	49	12,3	70	Ejemplo de la invención
2	275	650	50	12,8	70	Ejemplo de la invención
3	310	690	44	11,9	55	Ejemplo de la invención
4	320	690	46	12,1	55	Ejemplo de la invención
5	380	740	43	11,3	50	Ejemplo de la invención
6	330	700	52	13,2	65	Ejemplo de la invención
7	340	720	43	11,4	55	Ejemplo de la invención
8	320	700	44	11,5	50	Ejemplo de la invención
9	350	700	43	11,4	50	Ejemplo de la invención
10	340	730	53	13,5	80	Ejemplo de la invención
11	350	720	49	12,8	75	Ejemplo de la invención
12	300	680	46	12,2	55	Ejemplo de comparación
13	320	700	49	12,6	55	Ejemplo de comparación

14	290	670	44	11,6	50	Ejemplo de la invención
15	310	710	47	12,2	60	Ejemplo de la invención
16	290	690	45	11,8	55	Ejemplo de la invención
17	360	650	39	11,1	50	Ejemplo de comparación
18	360	650	42	11,3	50	Ejemplo de comparación
19	330	680	44	11,7	55	Ejemplo de la invención
20	290	670	50	12,9	68	Ejemplo de la invención
21	290	670	51	13,1	72	Ejemplo de la invención
22	310	670	48	12,9	68	Ejemplo de la invención
23	330	600	34*	10,5*	80	Ejemplo de comparación
24	320	650	38	10,5*	45*	Ejemplo de comparación
25	450*	720	48	10*	40*	Ejemplo de comparación
26	500*	650	25*	9*	60	Ejemplo de comparación
27	370	680	38	9,5*	35*	Ejemplo de comparación
S430LX	270	400	34	10,0	0	-
S304	300	700	51	12,8	100	-
Objetivos: límite convencional de elasticidad al 0,2 % (0,2 % PS): menor de 400 MPa; elongación de rotura (ER): 35 % o más; valor de Erichsen: 11 mm o más.						
*: significa que está fuera del objetivo de la presente invención.						

Los aceros números 1 a 22 tienen límites convencionales de elasticidad al 0,2 % menores de 400 Mpa, elongaciones de 35 % o más y valores de Erichsen mayores de 11 mm, tal como es el objetivo de la presente invención. Además, las tasas de fase γ son de 50 % o más. Son láminas de acero inoxidable dúplex principalmente con fase γ . De ello se deduce que satisfaciendo tanto los intervalos de componentes como los balances de Ni prescritos en la presente invención, los valores de Erichsen son mayores que los del acero SUS430LX y no son distintos de uno o más de los aceros SUS304 u otros aceros inoxidables a base de fase

Las muestras números 23 y 24 tienen una elongación inferior a 35 % o una tasa de fase γ inferior a 50 % y no fueron capaces de alcanzar valores de Erichsen de 11 mm o más, objetivo de la presente invención. De ello se deduce que, incluso si las cantidades de los ingredientes satisfacen los intervalos prescritos en la presente invención, cuando el balance de Ni está fuera del intervalo prescrito, no se alcanza el valor de Erichsen objetivo de la presente invención.

Las muestras 25 a 27 tienen límites convencionales de elasticidad al 0,2 % superiores a 400 MPa o tasas de fase γ de menos de 50 % y no consiguieron alcanzar valores de Erichsen de 11 mm o más, tal como es objetivo de la presente invención. De ello se deduce que incluso si se satisface el balance de Ni prescrito en la presente invención, cuando las cantidades de los ingredientes están fuera de los intervalos prescritos, no se alcanza el valor de Erichsen objetivo de la presente invención.

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero inoxidable dúplex con una excelente capacidad de conformación en prensa, caracterizada por contener, en % en masa:

C: 0,001 a 0,05 %;

5 Mn: 1 a 5 %;

Cr: 16 a 21 %

Ni: 1 a 6 %;

Cu: 0,5 a 3 % y

N: 0,001 a 0,07 %,

10 y, opcionalmente uno o más de los siguientes elementos:

Mo: 1 % o menos,

Nb: 0,5 % o menos,

V: 0,5 % o menos,

Ti: 0,5 % o menos,

15 Sn: 1 % o menos,

Sb: 1 % o menos,

W: 1 % o menos y

Al: 0,1 % o menos

y, opcionalmente uno o más de los siguientes elementos:

20 B: 0,01 % o menos,

Ca: 0,01 % o menos,

Mg: 0,01 % o menos,

La: 0,3 % o menos,

Ce: 0,3 % o menos,

25 Zr: 0,3 % o menos e

Y: 0,3 % o menos

que tiene un valor de balance de Ni dado por la fórmula siguiente <1> de -7,5 a -3,5, que tiene un resto de Fe e impurezas inevitables, que tiene una tasa de fase austenítica de 50 % a 95 % y que tiene el resto de fases de ferrita y en la que las fases α de menos de 50 μm están dispersas en formas fibrosas o en forma de granos en la dirección del espesor de la lámina de la chapa de acero inoxidable dúplex:

30

balance de Ni = $30 (C+N) + Ni + 0,5 Mn + 0,3 Cu - 1,1(Cr + 1,5 Si) + 8,2$ fórmula<1>;

2. Una lámina de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa, tal como se describe en la reivindicación 1, caracterizada porque dicho acero contiene, en % en masa, uno o más de los siguientes elementos:

35 Mo: 1 % o menos

Nb: 0,5 % o menos,

V: 0,5 % o menos,

Ti: 0,5 % o menos,

Sn: 1 % o menos,

Sb: 1 % o menos,

W: 1 % o menos y

Al: 0,1 % o menos

- 5 3. Una lámina de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa, tal como se describe en las reivindicaciones 1 y 2, caracterizada porque dicho acero contiene, en % en masa, uno o más de los siguientes elementos:

B: 0,01 % o menos,

Ca: 0,01 % o menos,

Mg: 0,01 % o menos,

10 La: 0,3 % o menos,

Ce: 0,3 % o menos,

Zr: 0,3 % o menos e

Y: 0,3 % o menos

- 15 4. Una lámina de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa, tal como se describe en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, caracterizada porque el valor del límite convencional de elasticidad al 0,2 % en un ensayo de tracción es menor de 400 MPa y el de elongación de ruptura es de 35 % o más.

- 20 5. Una lámina de acero inoxidable dúplex con excelente aptitud para la conformación en prensa, tal como se describe en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, caracterizada porque presenta un valor de Erichsen (valor obtenido en el ensayo de embutibilidad de Erichsen) de 11 mm o más; en donde el ensayo Erichsen se realiza sobre una pieza de ensayo cuadrada de 90 mm de lado, siguiendo el método B del estándar JIS Z2247 con presión en el punzón de 1 tonelada y mide la altura de deformación cuando se produce una grieta a través del espesor de la chapa.

FIG.1

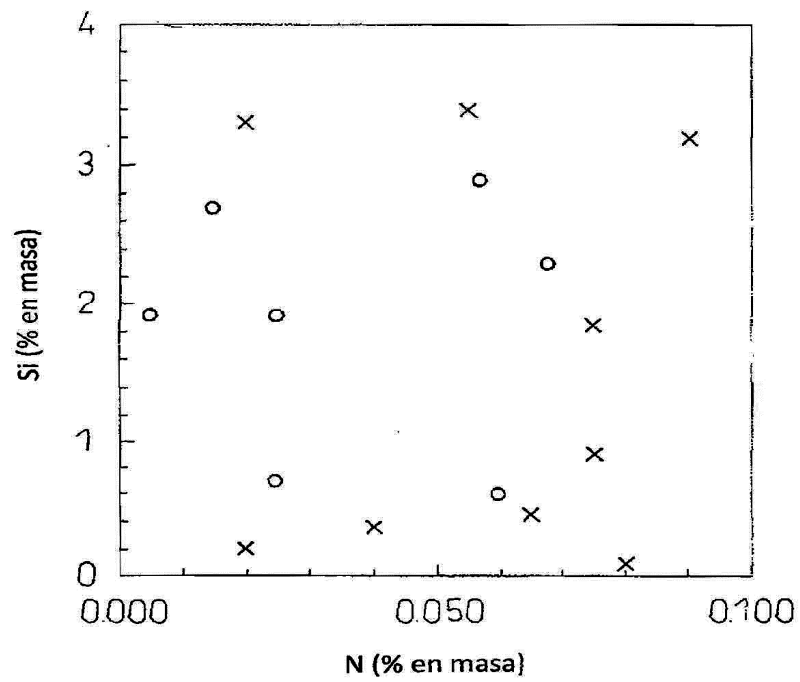


FIG.2

