

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 753 390**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/22	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/24	(2006.01)
C22C 38/54	(2006.01)	C22C 38/26	(2006.01)
C21D 1/18	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C21D 9/00	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/32	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	B22D 11/00	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)		
C22C 38/20	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **15.05.2015 PCT/JP2015/064101**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **19.11.2015 WO15174530**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **15.05.2015 E 15793575 (0)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **21.08.2019 EP 3144405**

54 Título: **Elemento de plancha de acero formado en caliente**

30 Prioridad:

15.05.2014 JP 2014101443
15.05.2014 JP 2014101444

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
08.04.2020

73 Titular/es:

NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo, JP

72 Inventor/es:

HIKIDA, KAZUO;
KOJIMA, NOBUSATO y
TABATA, SHINICHIRO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 753 390 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

Elemento de plancha de acero formado en caliente

Campo técnico

5 La presente especificación se refiere a un elemento de plancha de acero formado en caliente mediante el formado en caliente de una plancha de acero.

Antecedentes de la técnica

10 Una plancha de acero de alta resistencia que tiene una elevada resistencia a la tracción ha sido ampliamente aplicada al campo de las planchas de acero de automoción con el fin de conseguir tanto ahorros de peso a fin de mejorar el consumo de combustible, como una mejora de la resistencia a la colisión. Sin embargo, la resistencia elevada causa un deterioro en la formabilidad en prensa de la plancha de acero, dificultando la producción de productos con formas complicadas.

15 Como resultado, por ejemplo, una resistencia elevada de la plancha de acero causa desventajosamente un deterioro de la ductilidad, que causa roturas en sitios que tienen un grado elevado de procesamiento, y causa desventajosamente un deterioro de la precisión de las dimensiones o similar, debido a una recuperación elástica y alabeo incrementados. Por tanto, una plancha de acero de elevada resistencia, particularmente una resistencia a la tracción de 780 MPa o más, no se forma en prensa fácilmente en un producto con una forma complicada.

20 En los últimos años, por ejemplo, tal como se describe en la solicitud de patente japonesa abierta a la inspección pública (JP-A) nº 2002-102980, se adopta una técnica de estampado en caliente como una técnica para el formado en prensa de un material que es difícil de formar, tal como una plancha de acero de resistencia elevada. La técnica de estampado en caliente es una técnica de formado en caliente para calentar y formar un material proporcionado para el formado. Debido a que en esta técnica la plancha de acero se forma y se temple simultáneamente, la plancha de acero es blanda y tiene una formabilidad favorable durante el formado, y el elemento formado después del formado puede tener una resistencia más elevada que la de una plancha de acero para el formado en frío.

25 La solicitud de patente japonesa abierta a la inspección pública (JP-A) nº 2006-213959 describe un elemento de acero con una resistencia a la tracción de 980 MPa.

La solicitud de patente japonesa abierta a la inspección pública (JP-A) nº 2007-314817 describe que un elemento de plancha de acero formado en caliente con excelentes resistencia a la tracción y robustez se obtiene mediante la reducción del nivel de pureza y grados de segregación de P y S.

30 La solicitud nº US2014/0037980 A1 describe un artículo moldeado por estampación en caliente que se utiliza para producir absorción de energía, conteniendo la placa de acero (en % en masa), carbono (0,002-0,1), silicio (0,01-0,5), mezcla de manganeso y cromo (0,5-2,5), fósforo (0,1 o menos), azufre (0,01 o menos), aluminio (0,05 o menos), nitrógeno (0,005 o menos) y el resto, hierro e impurezas inevitables. El artículo moldeado por estampación en caliente tiene una estructura metálica que contiene martensita, bainita y estructuras de mezcla inevitables, o una estructura metálica que contiene ferrita bainítica, y estructuras de mezcla inevitables.

35 El material metálico descrito en el documento JP-A nº 2002-102980 tiene insuficiente templabilidad durante el prensado en caliente, y en consecuencia el material metálico tiene una mala estabilidad de la dureza. Se describen láminas de acero con excelentes resistencia a la tracción y robustez en los documentos JP-A nº 2006-213959 y nº 2007-314817, aunque las características de deformación local siguen siendo mejorables.

40 Un objetivo de las realizaciones de la especificación es proporcionar un elemento de plancha de acero formado en caliente con excelentes estabilidad de la dureza y deformabilidad local. En muchos casos, el elemento de plancha de acero que no se forma en caliente no es una plancha plana sino un cuerpo formado, y se hace referencia al mismo como "elemento de plancha de acero formado en caliente", incluyendo el caso en que el elemento de plancha de acero formado en caliente es el cuerpo formado en la especificación.

45 Según un aspecto de la presente especificación, se proporciona un elemento de plancha de acero formado en caliente con una composición química que consiste en, en términos de % en masa, 0,08 a 0,16% de C, 0,19% o menos de Si, entre 0,40 y 1,50% de Mn, 0,02% o menos de P, 0,01% o menos de S, entre 0,01 y 1,0% de Al sol., 0,01% o menos de N, entre 0,25 y 3,00% de Cr, entre 0,01 y 0,05% de Ti, entre 0,001 y 0,01% de B, entre 0 y 0,50% de Nb, entre 0 y 2,0% de Ni, entre 0 y 1,0% de Cu, entre 0 y 1,0% de Mo, entre 0 y 1,0% de V, entre 0 y 0,005% de Ca, y consistiendo el resto en Fe e impurezas,

50 en donde la fracción de volumen total de martensita, martensita templada, y bainita es 50% o más, y la fracción de volumen de ferrita es 3% o menos,

el tamaño de grano medio de los granos γ -prior es 10 μm o menos, y

la densidad en número de carburos residuales presente es 4×10^3 por mm^2 o menos.

Breve descripción de los dibujos

La fig. 1 es una vista esquemática que muestra una forma de un molde en el formado en caliente en los Ejemplos.

La fig. 2 es una vista esquemática que muestra una forma de un cuerpo formado que se obtiene mediante formado en caliente en los Ejemplos.

5 La fig. 3 es una vista esquemática que muestra una forma de una pieza de ensayo de tracción

Descripción de realizaciones

Los presentes inventores han llevado a cabo estudios intensivamente para proporcionar un elemento de plancha de acero formado en caliente con excelentes estabilidad de la dureza y deformabilidad local, y en consecuencia han obtenido los resultados descritos a continuación.

10 (1) Granos γ -prior finos en el elemento de plancha de acero formado en caliente retrasan la aparición y conexión de huecos, proporcionando una mejora de la deformabilidad local. Por tanto, los granos γ -prior finos resultan preferibles.

(2) En el caso de la presencia de varios carburos residuales en el elemento de plancha de acero formado en caliente, puede deteriorarse la templabilidad después del formado en caliente, provocando el deterioro de la estabilidad de la dureza, y los carburos residuales sirven de fuente de producción de huecos, causando el deterioro de la deformabilidad local. Por tanto, la densidad en número de carburos residuales preferiblemente se reduce.

Las realizaciones de la especificación se basan en los resultados. Según un aspecto de las realizaciones,

(1) se proporciona un elemento de plancha de acero formado en caliente con una composición química que consiste en, en términos de % en masa, entre 0,08 y 0,16% de C, 0,19 o menos de Si, entre 0,40 y 1,50% de Mn, 0,02% o menos de P, 0,01% o menos de S, entre 0,01 y 1,0% de Al sol., 0,01% o menos de N, entre 0,25 y 3,00% de Cr, entre 0,01 y 0,05% de Ti, entre 0,001 y 0,01% de B, entre 0 y 0,50% de Nb, entre 0 y 2,0% de Ni, entre 0 y 1,0% de Cu, entre 0 y 1,0% de Mo, entre 0 y 1,0% de V, entre 0 y 0,005% de Ca, consistiendo el resto en Fe e impurezas,

en donde la fracción de volumen total de martensita, martensita templada, y bainita es de 50% o más, y la fracción de volumen de ferrita es de 3% o menos,

el tamaño de grano medio de granos γ -prior es 10 μm o menos, y

25 la densidad en número de carburos residuales presentes es 4×10^3 por mm^2 o menos, el valor del nivel de pureza del acero especificado en la norma JIS G 0555 (2003) es 0,08% o inferior, en donde el valor del nivel de pureza del acero se obtiene calculando los porcentajes de superficie de las inclusiones basadas en A, basadas en B y basadas en C, y un grado de segregación α de Mn representado mediante la fórmula (i) a continuación es 1,6 o menos, $\alpha =$ [concentración máxima de Mn (% en masa) en una parte central de un grosor de la plancha] / [concentración media de Mn (% en masa) en una posición a $\frac{1}{4}$ del grosor de la plancha desde una superficie] ... (i).

(2) en el elemento de plancha de acero formado en caliente de (1), la composición química preferiblemente incluye uno o más seleccionados del grupo que consiste en, en términos de % en masa, entre 0,003 y 0,50% de Nb, entre 0,01 y 2,0% de Ni, entre 0,01 y 1,0% de Cu, entre 0,01 y 1,0% de Mo, entre 0,01 y 1,0% de V, y entre 0,001 y 0,005% de Ca.

35 (3) En cualquiera de los elementos de plancha de acero formados en caliente de (1) y (2), el elemento de plancha de acero preferiblemente tiene una superficie sobre la que se forma una capa de chapado.

(4) En cualquiera de los elementos de chapa de acero formados en caliente de (1) a (3), el elemento de chapa de acero preferiblemente tiene una resistencia a la tracción de 1,0 GPa o más.

A continuación en la presente memoria se describen en detalle las realizaciones.

40 (A) Composición química

El motivo por el que el contenido de cada elemento está limitado se describe posteriormente. En la descripción posterior, el símbolo “%” del contenido de cada elemento se refiere a “% en masa”.

C: entre 0,08 y 0,16%.

45 C es un elemento importante para mejorar la templabilidad del acero y para garantizar la resistencia después del temple. Debido a que el C es un elemento formador de austenita, tiene la función de suprimir la transformación de ferrita inducida por deformación durante la formación a altos esfuerzos. Esto facilita la obtención de una distribución de dureza estable en el elemento de plancha de acero después del formado en caliente. El contenido de C inferior a 0,08% dificulta obtener una resistencia a la tracción de 1,0 GPa o más después del temple y la obtención del efecto anteriormente mencionado. Por tanto, el contenido de C se fija en 0,08% o más. Un contenido de C superior a 0,16% causa un incremento excesivo de la resistencia después del temple, causando un deterioro de la deformabilidad local.

ES 2 753 390 T3

Por tanto, el contenido de C se fija en 0,16% o menos. El contenido de C es preferiblemente de 0,085% o más, y más preferiblemente de 0,9% o más. El contenido de C es preferiblemente de 0,15% o menos, y más preferiblemente de 0,14% o menos.

Si: 0,19% o menos.

- 5 Si es un elemento que tiene la función de suprimir la formación de escamas durante el calentamiento a alta temperatura para el formado en caliente. Sin embargo, el contenido de Si superior a 0,19% causa un notable incremento de la temperatura de calentamiento necesaria para la transformación de la austenita durante la formación en caliente. Esto causa un incremento del coste necesario para el tratamiento térmico y un temple insuficiente debido a un calentamiento insuficiente. El Si es un elemento formador de ferrita. De esta manera, un contenido de Si excesivamente elevado es adecuado para producir la transformación de ferrita inducida por deformación durante la formación a altos esfuerzos.
- 10 Esto causa una reducción local de la dureza del elemento de plancha de acero después del formado en caliente, dificultando la obtención de una distribución estable de la dureza. Además, una cantidad significativa de Si causa el deterioro de la humectabilidad en el caso de que se lleve a cabo un tratamiento de chapado por inmersión en caliente, lo que puede provocar una falta de chapado. Por tanto, el contenido de Si se fija en 0,19% o menos. El contenido de Si es preferiblemente de 0,15% o menos. En el caso de que se desee obtener el efecto anteriormente mencionado, el contenido de Si es preferiblemente de 0,01% o más.
- 15

Mn: entre 0,40 y 1,50%.

- 20 Mn es un elemento útil para mejorar la templabilidad de una plancha de acero y para garantizar establemente la resistencia después del formado en caliente. Un contenido de Mn inferior a 0,40% dificulta la obtención del efecto anteriormente mencionado. Por tanto, el contenido de Mn se fija en 0,40% o más. Un contenido de Mn superior a 1,50% produce MnS grueso, que se convierte en un factor de deterioro de la deformabilidad local. Por tanto, el contenido de Mn se fija en 1,50% o menos. El contenido de Mn es preferiblemente de 0,80% o más, y preferiblemente, de 1,40% o menos.

P: 0,02% o menos.

- 25 Debido a que el P es un elemento contenido en forma de impurezas, y tiene la función de posibilitar la mejora de la templabilidad del acero y de garantizar establemente la resistencia del acero después del temple, es positivo que haya un contenido de P. Sin embargo, el contenido de P superior a 0,02% causa un deterioro notable de la deformabilidad local. Por tanto, el contenido de P se fija en 0,02% o menos. El contenido de P es preferiblemente de 0,01% o menos. Aunque el límite inferior del contenido de P no se encuentra particularmente limitado, una reducción excesiva del contenido de P causa un notable incremento del coste. Por este motivo, el contenido de P se fija preferiblemente en 0,0002% o más.
- 30

S: 0,01% o menos.

- 35 Sn es un elemento contenido en forma de impurezas y que causa un deterioro de la deformabilidad local. El contenido de S superior a 0,01% causa un notable deterioro de la deformabilidad local. Por tanto, el contenido de S se fija en 0,01% o menos. Aunque el límite inferior del contenido de S no se encuentra particularmente limitado, una reducción excesiva del contenido de S causa un notable incremento del coste. Por tanto, el contenido de S se fija preferiblemente en 0,0002% o más.

Al sol.: entre 0,01 y 1,0%.

- 40 Al sol. es un elemento que tiene la función de proporcionar solidez al acero mediante la desoxidación del acero fundido. Un contenido de Al sol. inferior a 0,01% causa una desoxidación insuficiente. Además, debido a que el Al sol. También es un elemento que tiene funciones de mejora de la templabilidad de la plancha de acero y que garantiza establemente la resistencia después del temple, es positivo que haya un contenido de Al sol. Por tanto, el contenido de Al sol. se fija en 0,01% o más. Sin embargo, el contenido de Al sol. superior a 1,0% proporciona un efecto pequeño obtenido mediante la función y causa innecesariamente un incremento del coste. Por este motivo, el contenido de Al sol. se fija en 1,0% o menos. El contenido de Al sol. es preferiblemente de 0,02% o más y preferiblemente de 0,2% o menos.
- 45

N: 0,01% o menos.

- 50 N es un elemento contenido en forma de impurezas, que causa el deterioro de la robustez. Un contenido de N superior a 0,01% forma nitruro grueso en el acero, lo que provoca un notable deterioro de la deformabilidad local y la robustez. Por tanto, se fija el contenido de N en 0,01% o menos. El contenido de N es preferiblemente de 0,008% o menos. Aunque el límite inferior del contenido de N no es necesario que se encuentre particularmente limitado, una reducción excesiva del contenido de N causa un notable incremento del coste. Por este motivo, el contenido de N se fija preferiblemente en 0,0002% o más, y más preferiblemente en 0,0008% o más.

Cr: entre 0,25 y 3,00%.

Cr es un elemento que tiene la función de mejorar la templabilidad del acero. Por tanto, Cr es un elemento

particularmente importante en una realización en la que el contenido de Mn se limita a 1,50% o menos. Cr es un elemento formador de austenita y tiene la función de suprimir la transformación de la ferrita inducida por deformación durante el formado a altos esfuerzos. Por tanto, hay un contenido de Cr, que facilita la obtención de una distribución estable de la dureza en un elemento de chapa de acero después del formado en caliente. El contenido de Cr inferior a 0,25% no puede proporcionar suficientemente el efecto anteriormente mencionado. Por tanto, se fija el contenido de Cr en 0,25% o más. Un contenido de Cr superior a 3,00% causa una concentración de carbonatos en el acero, que retrasa la solución de carburos sólidos en la etapa de calentamiento en el caso de que se proporcione para el formado en caliente, provocando el deterioro de la templabilidad. Por tanto, el contenido de Cr se fija en 3,00 o menos. El contenido de Cr es preferiblemente de 0,30% o más, y más preferiblemente de 0,40% o más. El contenido de Cr es preferiblemente de 2,50% o menos, y más preferiblemente de 2,00% o menos.

Ti: entre 0,01 y 0,05%.

Ti es un elemento que tiene la función de suprimir la recrystalización de los granos de austenita en el caso de que la plancha de acero para el formado en caliente se caliente hasta el punto Ac_3 o más y se proporcione para el formado en caliente. Además, el Ti tiene la función de formar carburos finos para suprimir el crecimiento de grano de los granos de austenita, proporcionando de esta manera granos finos. Por este motivo, Ti tiene la función de mejorar en gran medida la deformabilidad local del elemento de plancha de acero formado en caliente. Debido a que el Ti se une preferentemente a N en el acero, el Ti suprime el consumo de B debido a la precipitación de BN, y como consecuencia Ti tiene la función de mejorar la templabilidad debida a B. Por tanto, el contenido de Ti se fija en 0,01% o más. Sin embargo, el contenido de Ti superior a 0,05% causa un incremento de la cantidad de precipitación de TiC, lo que provoca el consumo de C, provocando de esta manera una reducción de la resistencia posterior al temple. Por este motivo, el contenido de Ti se fija en 0,05% o menos. El contenido de Ti es preferiblemente de 0,015% o más. El contenido de Ti es preferiblemente de 0,04% o menos, y más preferiblemente de 0,03% o menos.

B: entre 0,001 y 0,01%.

B es un elemento con funciones que le permiten mejorar la templabilidad del acero y garantizar establemente la resistencia posterior al temple. Por tanto, en una realización en la que el contenido de Mn se limita a 1,50% o menos, B es un elemento particularmente importante. Un contenido de B inferior a 0,001% no puede proporcionar suficientemente el efecto anteriormente mencionado. Por tanto, el contenido de B se fija en 0,001% o más. Un contenido de B superior a 0,01% causa la saturación del efecto anteriormente mencionado y el deterioro de la deformabilidad local de una parte templada. Por tanto, el contenido de B se fija en 0,01% o menos. El contenido de B es preferiblemente de 0,005% o menos.

Los elementos de plancha de acero formados en caliente de las realizaciones tienen una composición química que consiste en los elementos C a B, consistiendo el resto en Fe e impurezas.

Las "impurezas" en la presente memoria son elementos que se mezclan por diversos factores con las materias primas, tales como mineral o residuos, y en un procedimiento de producción cuando se produce una chapa de acero a escala industrial, y se permite un contenido de las mismas comprendido dentro de un intervalo que no permite que los elementos ejerzan alguna influencia adversa sobre las realizaciones.

El elemento de plancha de acero formado en caliente de las realizaciones puede contener además uno o más elementos seleccionados del grupo que consiste en Nb, Ni, Cu, Mo, V y Ca en cantidades que se indican posteriormente, además de los elementos anteriormente mencionados.

Nb: entre 0 y 0,50%.

El Nb es un elemento con funciones de supresión de la recrystalización en el caso de que la plancha de acero para el formado en caliente se caliente hasta el punto Ac_3 o más y se proporcione para el formado en caliente, así como para formar carburos finos destinados a suprimir el crecimiento del grano, proporcionando de esta manera granos finos de austenita. Por este motivo, el Nb tiene en gran medida la función de mejorar la deformabilidad local del elemento de plancha de acero formado en caliente. Por tanto, en caso necesario puede haber un contenido de Nb. Sin embargo, el contenido de Nb superior a 0,50% causa un incremento de la precipitación de NbC, provocando el consumo de C y provocando de esta manera una reducción de la resistencia posterior al temple. Por este motivo, el contenido de Nb se fija en 0,50% o menos. El contenido de Nb es preferiblemente de 0,45% o menos. En el caso de que se desee obtener el efecto anteriormente mencionado, el contenido de Nb preferiblemente se fija en 0,003% o más, y más preferiblemente en 0,005% o más.

Ni: entre 0 y 2,0%.

Debido a que el Ni es un elemento eficaz para mejorar la templabilidad de las planchas de acero y para garantizar establemente la resistencia posterior al temple, puede haber un contenido de Ni en caso necesario. Sin embargo, el contenido de Ni superior a 2,0% proporciona un efecto pequeño, que causa innecesariamente un incremento del coste. Por este motivo, el contenido de Ni se fija en 2,0% o menos. El contenido de Ni es preferiblemente de 1,5% o menos. En el caso de que se desee obtener el efecto anteriormente mencionado, el contenido de Ni se fija preferiblemente en 0,01% o más, y más preferiblemente de 0,05% o más.

Cu: entre 0 y 1,0%.

Debido a que el Cu es un elemento eficaz para mejorar la templabilidad de las planchas de acero y para garantizar establemente la resistencia posterior al temple, puede haber un contenido de Cu en caso necesario. Sin embargo, el contenido de Cu superior a 1,0% proporciona un efecto pequeño, que causa innecesariamente un incremento del coste. Por este motivo, se fija el contenido de Cu en 1,0% o menos. El contenido de Cu es preferiblemente de 0,5% o menos. En el caso de que se desee obtener el efecto anteriormente mencionado, el contenido de Cu se fija preferiblemente en 0,01% o más, y más preferiblemente en 0,03% o más.

Mo: entre 0 y 1,0%.

El Mo es un elemento que tiene la función de formar carburos finos en el caso de que la plancha de acero para el formado en caliente se caliente hasta el punto Ac^3 o más y se proporcione para el formado en caliente para suprimir el crecimiento de grano, proporcionando de esta manera granos finos de austenita. El Mo también tiene un efecto de mejorar en gran medida la deformabilidad local del elemento de plancha de acero formado en caliente. Por estos motivos, puede haber un contenido de Mo en caso necesario. Sin embargo, el contenido de Mo superior a 1,0% causa la saturación del efecto, que provoca innecesariamente un incremento del coste. Por tanto, el contenido de Mo se fija en 1,0% o menos. El contenido de Mo es preferiblemente de 0,7% o menos. En el caso de que se desee obtener el efecto anteriormente mencionado, el contenido de Mo preferiblemente se fija en 0,01% o más, y más preferiblemente en 0,04% o más.

V: entre 0 y 1,0%.

Debido a que V es un elemento eficaz para mejorar la templabilidad de las planchas de acero y para garantizar establemente la resistencia posterior al temple, puede haber un contenido de V en caso necesario. Sin embargo, el contenido de V superior a 1,0% proporciona un efecto pequeño, que causa innecesariamente un incremento del coste. Por este motivo, el contenido de V se fija en 1,0% o menos. El contenido de V es preferiblemente de 0,08% o menos. En el caso de que se desee obtener el efecto, el contenido de V se fija preferiblemente en 0,01% o más, y más preferiblemente en 0,02% o más.

Ca: entre 0 y 0,005%.

Debido a que el Ca es un elemento que tiene un efecto de refinado del grano de las inclusiones en el acero, mejorando la deformabilidad local posterior al temple, puede haber un contenido de Ca en caso necesario. Sin embargo, un contenido de Ca superior a 0,005% causa la saturación del efecto, que provoca innecesariamente un incremento del coste. Por tanto, el contenido de Ca se fija en 0,005% o menos. El contenido de Ca es preferiblemente de 0,004% o menos. En el caso de que desee obtenerse el efecto, el contenido de Ca se fija preferiblemente en 0,001% o más, y más preferiblemente en 0,002% o más.

(B) Estructura del metal.

En las realizaciones, con el fin de mejorar la deformabilidad local, preferiblemente se suprimen variaciones de la dureza en la estructura de metal después del formado en caliente. Debido a que la diferencia de dureza incrementada en la estructura sirve como punto de partida de huecos, la mezcla de una estructura de transformación a baja temperatura, tal como martensita o bainita dura, y una estructura de ferrita blanda preferiblemente se suprime al máximo. Por tanto, resulta preferible que los elementos de plancha de acero formados en caliente de las realizaciones presenten una estructura de transformación a baja temperatura y presenten una estructura de metal con una fracción de volumen de ferrita de 3% o menos.

La estructura metálica que presenta principalmente una estructura de transformación a baja temperatura se refiere a una estructura de metal en la que la fracción del volumen total de martensita, martensita recocida y bainita es de 50% o más. La martensita recocida en la presente memoria se refiere a martensita transformada durante el temple y recocida mediante recocido automático, y martensita sometida a recocido a baja temperatura, tal como un procedimiento de horneado de recubrimiento después del temple. La fracción de volumen de la estructura transformada a baja temperatura en la estructura de metal es preferiblemente de 80% o más, y más preferiblemente de 90% o más.

Debido a que la austenita residual mejora la ductilidad de acuerdo con el efecto TRIP, puede haber un contenido residual de austenita sin problema. Sin embargo, la martensita transformada a partir de austenita es dura, lo que sirve como punto de partida de huecos. Por tanto, la fracción de volumen de la austenita residual contenida en la estructura de metal es preferiblemente de 10% o menos.

Grado de segregación α de Mn: 1,6 o menos.

$A = [\text{concentración máxima de Mn (\% en masa) en una parte central de un grosor de plancha}] / [\text{concentración media de Mn (\% en masa) en una posición en } 1/4 \text{ de profundidad del grosor de la plancha desde una superficie}] \dots (i)$

En la parte central de la sección de grosor de la plancha del elemento de plancha de acero formado en caliente, se

produce segregación central, con concentración de Mn. Por tanto, el MnS se concentra en el centro en forma de inclusiones, lo que resulta adecuado para causar la formación de martensita dura. Esto causa una diferencia de dureza entre la martensita dura y el material circundante, dando como resultado el deterioro de la deformabilidad local. Particularmente, en el caso en que el valor del grado de segregación α representado mediante la fórmula (i) exceda de 1,6, se deteriora notablemente la deformabilidad local. Por tanto, con el fin de mejorar la deformabilidad local, el valor α del elemento de plancha de acero formado en caliente se fija en 1,6 o menos. Con el fin de mejorar adicionalmente la deformabilidad local, el valor α se fija más preferiblemente en 1,2 o menos.

La segregación del Mn en la plancha de acero está controlada principalmente por la composición de la plancha de acero (particularmente el contenido de impurezas) y una condición de moldeo continua, y no resulta sustancialmente modificada después y antes del laminado en caliente y del formado en caliente. Por tanto, las inclusiones y situación de segregación de la plancha de acero para el formado en caliente son prácticamente iguales a las del elemento de plancha de acero formado en caliente fabricado mediante formado en caliente de la plancha de acero para el formado en caliente. Debido a que el valor α no resulta modificado en gran medida por el formado en caliente, el valor α del elemento de plancha de acero formado en caliente también puede fijarse en 1,6 o menos mediante fijación del valor α de la plancha de acero para el formado en caliente en 1,6 o menos. El valor α del elemento de plancha de acero formado en caliente también puede fijarse en 1,2 o menos mediante fijación del valor α en 1,2 o menos.

La concentración máxima de Mn en la parte central del grosor de la plancha se obtiene mediante el método siguiente. La parte central del grosor de plancha de la plancha de acero se somete a análisis de líneas utilizando un microanalizador de sonda de electrones (EPMA, por sus siglas en inglés). Se seleccionan tres valores medidos en un orden superior de los resultados de análisis y se calcula el valor medio de los mismos. Mediante el método siguiente se obtiene la concentración media de Mn en la posición de 1/4 de profundidad del grosor de la plancha desde la superficie. De manera similar, se analizan diez sitios en la posición de 1/4 de la profundidad de la plancha de acero mediante EPMA y se calcula el valor medio de los mismos.

Nivel de pureza: 0,08% o menos.

En el caso de la presencia de inclusiones a base de A, a base de B y a base de C descritas en la norma n° JIS G 0555 (2003) en grandes cantidades en el elemento de plancha de acero, las inclusiones resultan adecuadas para servir de punto inicial de rotura. En el caso de que se incrementen las inclusiones, se produce fácilmente la propagación de las grietas, que causa el deterioro de la deformabilidad local. Particularmente, en el caso del elemento de plancha de acero formado en caliente con resistencia a la tracción de 1,0 GPa o más, la fracción de existencia de inclusiones preferiblemente se suprime hasta un nivel bajo. En el caso de que el valor del nivel de pureza del acero especificado en la norma n° JIS G 0555 (2003) exceda de 0,08%, la cantidad de inclusiones es grande, dificultando la obtención de una deformabilidad local suficiente en la práctica. Por tanto, el valor del nivel de pureza de la plancha de acero para el formado en caliente se fija en 0,08% o menos. El valor del nivel de pureza se fija más preferiblemente en 0,04% o menos con el fin de mejorar adicionalmente la deformabilidad local. El valor del nivel de pureza del acero se obtiene mediante el cálculo de los porcentajes de superficie de las inclusiones a base de A, a base de B y a base de C.

Debido a que el valor del nivel de pureza no resulta modificado en gran medida por el formado en caliente, el valor del nivel de pureza del elemento de plancha de acero formado en caliente también puede fijarse en 0,08% o menos mediante la fijación del valor del nivel de pureza de la plancha de acero para el formado en caliente en 0,08% o menos. El valor del nivel de pureza del elemento de plancha de acero formado en caliente también puede fijarse en 0,04% o menos mediante la fijación del valor del nivel de pureza de la plancha de acero para el formado en caliente en 0,04% o menos.

En las realizaciones, el valor del nivel de pureza de la plancha de acero para el formado en caliente o el elemento de plancha de acero formado en caliente se obtiene mediante el método siguiente. Los materiales de ensayo se cortan desde cinco sitios de la plancha de acero para el formado en caliente o en el elemento de plancha de acero formado en caliente. En el caso de que el grosor de plancha de la plancha de acero para el formado en caliente o el elemento de plancha de acero formado en caliente se defina como t , se investiga el nivel de pureza en cada una de las posiciones 1/8 t , 1/4 t , 1/2 t , 3/4 t y 7/8 t en la dirección del grosor de la plancha de cada uno de los materiales de ensayo mediante la norma n° JIS-G-0555. El valor más grande (propiedad de pureza más baja) del nivel de pureza en cada uno de los grosores de plancha se utiliza como el valor del nivel de pureza del material de ensayo.

Tamaño de grano medio de granos γ -prior: 10 μm o menos.

En el caso de que el tamaño de grano γ -prior en el elemento de plancha de acero formado en caliente se reduzca, se mejora la deformabilidad local. En una plancha de acero que contiene principalmente martensita, se producen huecos en los bordes de grano γ -prior y en los bordes de las estructuras inferiores en los granos. Sin embargo, el refinado de los granos γ -prior puede suprimir la aparición de los huecos y mejorar la deformabilidad local para retrasar la conexión. En el caso de que el tamaño medio de grano del γ -prior exceda de 10 μm , no podrá mostrarse este efecto. Por tanto, el tamaño medio de grano de los granos γ -prior en el elemento de plancha de acero formado en caliente se fija en 10 μm o menos. Con el fin de llevar a cabo el refinado de grano de los granos γ -prior, resulta eficaz reducir la temperatura de calentamiento y retrasar la disolución de los carburos durante el calentamiento a fin de suprimir el crecimiento de los granos.

El tamaño medio de los granos γ -prior puede medirse utilizando un método especificado en la norma nº ISO643. Es decir, se mide el número de granos de cristal en una vista medida. La superficie media de los granos de cristal se obtiene dividiendo la superficie de la vista medida por el número de granos de cristal, y se calcula el tamaño de grano de cristal en un diámetro circular equivalente. En ese tiempo, resulta preferible que el grano en el límite de la vista se mida como 1/2, y se ajusta la relación de magnificación de manera que el número de granos de cristal sea constantemente de 200 o más. Preferiblemente se mide una pluralidad de vistas a fin de mejorar la precisión.

Carburos residuales: 4×10^3 por mm^2 o menos.

En el caso del formado en caliente, puede garantizarse una templabilidad suficiente mediante la resolución de los carburos generalmente presentes en el acero. Sin embargo, puede quedar una parte de los carburos sin resolver. Los carburos residuales tienen el efecto de suprimir el crecimiento de los granos γ durante el mantenimiento del calentamiento en el formado en caliente por un efecto de fijación ("pinning", en inglés). Por tanto, durante el mantenimiento del calentamiento resulta deseable la presencia de carburos residuales. A medida que se reducen los carburos residuales después del formado en caliente, mejora la templabilidad, que puede garantizar una resistencia elevada. Por tanto, resulta preferible que la densidad en número de carburos residuales pueda reducirse en el caso de que se complete el mantenimiento del calentamiento.

En el caso de la presencia de varios carburos residuales, puede deteriorarse la templabilidad después del formado en caliente, y los carburos residuales sirven como fuente de producción de huecos, causando el deterioro de la deformabilidad local. Particularmente, en el caso de que la densidad en número de carburos residuales exceda de 4×10^3 por mm^2 , puede deteriorarse la templabilidad posterior al formado en caliente. Por tanto, la densidad en número de carburos residuales presentes en el elemento de plancha de acero formado en caliente es de 4×10^3 por mm^2 o menos.

(C) Capa de recubrimiento.

El elemento de plancha de acero formado en caliente de alta resistencia según las realizaciones puede presentar una superficie sobre la que se forma una capa de recubrimiento con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión o similar. La capa de recubrimiento puede ser una capa de electrogalvanizado y puede ser una capa de recubrimiento por inmersión en caliente. Entre los ejemplos de la capa de electrogalvanizado se incluyen el electrogalvanizado, el recubrimiento eléctrico de aleación de Zn-Ni y el recubrimiento eléctrico de aleación de Zn-Fe. Entre los ejemplos de la capa de recubrimiento de inmersión en caliente se incluyen el galvanizado de inmersión en caliente, el galvanizado de inmersión en caliente aleado, el recubrimiento de aluminio fundido, el recubrimiento de aleación de Zn-Al fundida, el recubrimiento de aleación de Zn-Al-Mg fundida y el recubrimiento de aleación de Zn-Al-Mg-Si fundida. Una cantidad de depósito de recubrimiento no se encuentra particularmente limitado y puede ajustarse dentro de un intervalo general.

(D) Método de fabricación de plancha de acero para el formado en caliente.

Las condiciones de fabricación de la plancha de acero para el formado en caliente utilizado para fabricar el elemento de plancha de acero para el formado en caliente según las realizaciones no se encuentran particularmente limitadas, aunque la plancha de acero para el formado en caliente puede fabricarse convenientemente mediante la utilización de un método de fabricación que se muestra posteriormente.

El acero con la composición química anteriormente mencionada se funde en un horno y a continuación se produce una lámina mediante moldeo. Con el fin de fijar el nivel de pureza de la plancha de acero en 0,08% o menos, resulta deseable fijar la temperatura de calentamiento del acero fundido en una temperatura superior a 5°C o más que la temperatura de la línea liquidus del acero en el caso de que el acero fundido se moldee continuamente y para suprimir la cantidad del acero fundido que debe moldearse por unidad de tiempo a 6 t/min o menos.

En el caso de que la cantidad que debe moldearse por unidad de tiempo del acero fundido exceda 6 t/min durante el moldeo continuo, el acero fundido se agita rápidamente en un molde. De esta manera, las inclusiones pueden atraparse mediante una cáscara solidificante, que causa un incremento de las inclusiones en la losa. En el caso en que la temperatura de calentamiento del acero fundido sea inferior a una temperatura superior en 5°C a la temperatura de la línea liquidus, se incrementa la viscosidad del acero fundido y, de esta manera, es menos probable que las inclusiones floten en un aparato de moldeo continuo. En consecuencia, se incrementan las inclusiones en la losa, posibilitando que se provoque el deterioro de la propiedad de pureza.

El acero fundido se moldea fijando la temperatura de calentamiento del acero fundido en 5°C o más de la temperatura de la línea liquidus del acero fundido y la cantidad de acero fundido que se moldeará por unidad de tiempo se fija en 6 t/min o menos, lo que es menos probable que provoque la introducción de inclusiones en la losa. En consecuencia, la cantidad de inclusiones en la etapa en que se produce la losa puede reducirse eficazmente, permitiendo alcanzar fácilmente un nivel de pureza de la plancha de acero de 0,08% o menos.

En el caso de que el acero fundido se moldee continuamente, la temperatura de calentamiento del acero fundido se fija más deseablemente en una temperatura superior en 8°C o más a la temperatura de la línea liquidus y la cantidad de acero fundido que debe moldearse por unidad de tiempo se fija más deseablemente en 5 t/min o menos. Mediante

la fijación de la temperatura de calentamiento del acero fundido en una temperatura superior en 8°C o más a la temperatura de la línea liquidus, y fijando la cantidad de acero fundido que debe moldearse por unidad de tiempo en 5 t/min o menos, se fija fácilmente el nivel de pureza en 0,04% o menos, lo que resulta deseable.

5 Con el fin de suprimir la concentración de MnS que causa el deterioro de la deformabilidad local, se lleva a cabo deseablemente un tratamiento de reducción de la segregación central para reducir la segregación central del Mn. Entre los ejemplos del tratamiento reductor de la segregación central se incluye un método de descarga del acero fundido en el que el Mn se concentra en una capa no solidificada antes de solidificarse por completo la losa.

10 Específicamente, el acero fundido en el que el Mn se concentra antes de solidificarse por completo puede descargarse mediante un tratamiento tal como la agitación electromagnética o la reducción de la capa no solidificada. El tratamiento de agitación electromagnética puede llevarse a cabo mediante agitación del acero fundido no solidificado a 250 a 1000 Gauss, por ejemplo. El tratamiento de reducción de la capa no solidificada puede llevarse a cabo mediante la reducción de la última parte en solidificarse, en una pendiente de aproximadamente 1 mm/m, por ejemplo.

15 La losa obtenida mediante el método anteriormente mencionado puede someterse a un tratamiento de inmersión, en caso necesario. Mediante la realización del tratamiento de inmersión, se difunde el Mn segregado, lo que puede proporcionar una reducción del grado de segregación. Una temperatura de inmersión preferible en el caso de que se lleve a cabo el tratamiento de inmersión es de 1.200 a 1.300°C, y un tiempo de inmersión preferible es de 20 a 50 horas.

20 A continuación, la losa se lamina en caliente. Como condiciones del laminado en caliente, desde el punto de vista de la producción más uniforme de carburos, resulta preferible que la temperatura de inicio del laminado en caliente se fije en una región de temperaturas de 1.000 a 1.300°C, y se fije la temperatura a la que se completa el laminado en caliente en 850°C o más. La temperatura de bobinado es preferiblemente más elevada desde el punto de vista de la procesabilidad. Sin embargo, en el caso de que la temperatura de bobinado sea excesivamente elevada, la formación de escamas provoca una reducción del rendimiento y, de esta manera, la temperatura de bobinado preferiblemente es de 500 a 650°C. Una plancha de acero laminada en caliente obtenida mediante laminado en caliente se somete a un tratamiento de decapado mediante pureza química o similar.

25 En las realizaciones, con el fin de llevar a cabo el refinado de grano de los granos γ -prior después del formado en caliente y para reducir la densidad en número de carburos residuales, la plancha de acero laminada en caliente se sometida al tratamiento de decapado preferentemente se recuece para producir una plancha de acero recocido y laminado en caliente.

30 Con el fin de proporcionar un tamaño de grano γ -prior fino después del formado en caliente, el crecimiento de los granos γ preferentemente resulta suprimido por los carburos en solución. Sin embargo, a fin de mejorar la templabilidad, para garantizar una resistencia elevada y para suprimir la producción de huecos en el elemento de plancha de acero formado en caliente, se reduce preferiblemente la densidad en número de carburos residuales.

35 Con el fin de proporcionar el tamaño de grano γ -prior fino en el elemento de plancha de acero formado en caliente y para reducir la densidad en número de carburos residuales, la forma de los carburos presentes en la plancha de acero antes del formado en caliente y el grado de concentración de los elementos en los carburos resultan importantes. Resulta deseable que los carburos se encuentren finamente dispersados. Sin embargo, debido a que los carburos se disuelven rápidamente en este caso, no puede esperarse un efecto de supresión del crecimiento del grano. En el caso de que elementos tales como Mn y Cr se concentren en los carburos, es menos probable que los carburos se disuelvan. Por tanto, resulta deseable que los carburos en la plancha de acero antes del formado en caliente se encuentren finamente dispersados y que el grado de concentración de los elementos en los carburos sea más elevado.

40 La forma de los carburos puede controlarse mediante el ajuste de las condiciones del recocido posterior al laminado en caliente. Específicamente, resulta preferible que la temperatura de recocido se fije en un punto Ac1 o menos y el punto Ac₁-100°C o más, y el tiempo de recocido es de 5 horas o menos.

45 En el caso de que se fije la temperatura de bobinado posterior al laminado en caliente en 550°C o menos, es probable que los carburos se encuentren finamente dispersados. Sin embargo, debido a que el grado de concentración de los elementos en los carburos también se reduce, el recocido hace avanzar la concentración de los elementos.

50 En el caso de que la temperatura de bobinado sea de 550°C o más elevada, se genera perlita, y avanza la concentración de los elementos en los carburos en la perlita. En este caso, con el fin de dividir la perlita para dispersar los carburos, se lleva a cabo el recocido.

55 Como plancha de acero para el elemento de plancha de acero formado en caliente en las realizaciones, puede utilizarse la plancha de acero recocido y laminado en caliente anteriormente mencionada, la plancha de acero laminada en frío obtenida mediante el laminado en frío de una plancha de acero recocida y laminada en caliente, o una plancha de acero recocida y laminada en frío obtenida mediante recocido de una plancha de acero laminada en frío. Puede seleccionarse una etapa de tratamiento en caso de que resulte apropiado según el nivel requerido de precisión del grosor de plancha del producto, o similar. Debido a que los carburos son duros, la forma de los carburos no resulta modificada ni siquiera en el caso en que se lleve a cabo el laminado en frío, y la forma existente antes del laminado

en frío se mantiene incluso después del laminado en frío.

El laminado en frío puede llevarse a cabo utilizando un método habitual. Desde el punto de vista de garantizar una lisura favorable, la proporción de reducción del laminado en frío preferiblemente se fija en 30% o más. Con el fin de evitar una carga excesiva, la relación de reducción en el laminado en frío preferiblemente se fije en 80% o menos.

- 5 En el caso de que se recueza una plancha de acero laminada en frío, resulta deseable que la plancha de acero laminada en frío se someta preliminarmente a un tratamiento, tal como el desgrasado. El recocido se lleva a cabo preferiblemente en el punto Ac_1 o menos, durante horas o menos, preferiblemente durante 3 horas o menos con el fin de reducir la tensión del laminado en frío.

(E) Método para formar una capa de recubrimiento.

- 10 Tal como se ha descrito anteriormente, el elemento de plancha de acero formado en caliente según las realizaciones puede presentar una superficie sobre la que se forma una capa de recubrimiento con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión, o similar. La capa de recubrimiento se forma deseablemente en la plancha de acero antes de someterla a formado en caliente. En el caso de que se aplique un recubrimiento a base de cinc en la superficie de la plancha de acero, preferiblemente aplica un recubrimiento a base de cinc fundido, en una línea continua de galvanizado por inmersión en caliente desde el punto de vista de la productividad. En este caso, puede llevarse a cabo el recocido antes del tratamiento de recubrimiento en la línea continua de galvanizado por inmersión en caliente. Puede llevarse a cabo únicamente un tratamiento de recubrimiento sin recocido con una temperatura de mantenimiento del calentamiento fijada en una temperatura baja. Puede proporcionarse una chapa de acero laminada con cinc fundido aleado llevando a cabo un tratamiento térmico de aleado después del galvanizado por inmersión en caliente. El recubrimiento a base de cinc también puede aplicarse mediante electrogalvanizado. El recubrimiento a base de cinc puede aplicarse en por lo menos una parte de la superficie del material de acero. Sin embargo, generalmente, el recubrimiento a base de cinc se aplica por entero en una superficie o ambas superficies de la plancha de acero.

(F) Método para la fabricación de elemento de plancha de acero formado en caliente.

- 25 Mediante el formado en caliente de la plancha de acero para el formado en caliente, puede obtenerse un elemento de plancha de acero formado en caliente de alta resistencia. Desde el punto de vista de la supresión del crecimiento del grano, la velocidad de calentamiento de la plancha de acero durante el formado en caliente es deseablemente 20°C/s o más elevada, y más preferiblemente 50°C/s o más elevada. La temperatura de calentamiento de la plancha de acero durante el formado en caliente se fija deseablemente en una temperatura superior al punto Ac_3 y 1.050°C o más baja. En el caso de que la temperatura de calentamiento sea igual al punto Ac_3 o menos, persiste la ferrita, perlita o bainita en la plancha de acero sin proporcionar un estado de fase única de austenita antes del formado en caliente. Como resultado, puede no obtenerse la dureza deseada sin proporcionar la estructura de metal que contiene principalmente martensita después del formado en caliente. Esto provoca no sólo un incremento de la variación de la dureza del elemento de plancha de acero formado en caliente, sino también un deterioro de la deformabilidad local.

- 35 En el caso de que la temperatura de calentamiento exceda de 1.050°C , la austenita es gruesa, lo que puede causar el deterioro de la deformabilidad local del elemento de plancha de acero. Por tanto, la temperatura de calentamiento de la plancha de acero durante el formado en caliente se fija preferiblemente en 1.050°C o menos. En el caso de que el tiempo de calentamiento sea menor a 1 min, la fase única de austenita puede resultar insuficiente, aunque se lleve a cabo el calentamiento. Además, debido a que la disolución de los carburos resulta insuficiente, la densidad en número de los carburos residuales se incrementa, aunque se refine el tamaño de los granos γ . En el caso de que el tiempo de calentamiento exceda los 10 min., la austenita es gruesa, lo que puede causar el deterioro de la deformabilidad local del elemento de plancha de acero formado en caliente. Por tanto, el tiempo de calentamiento de la plancha de acero durante el formado en caliente se fija deseablemente entre 1 y 10 min.

- 45 En el caso de que la temperatura de inicio del formado en caliente sea inferior al punto Ar_3 , se inicia la transformación de la ferrita. Por tanto, aunque a continuación se lleve a cabo un enfriamiento forzado, puede no proporcionarse una estructura que contiene principalmente martensita. Por tanto, la temperatura de inicio del formado en caliente es deseablemente igual al punto Ar_3 o superior. El enfriamiento rápido se lleva a cabo deseablemente a una velocidad de enfriamiento de 10°C/s o más elevada después del formado en caliente, y el enfriamiento rápido se lleva a cabo más deseablemente a la velocidad de 20°C/s o a una velocidad más elevada. El límite superior de la velocidad de enfriamiento no se encuentra particularmente especificado.

- 50 Con el fin de obtener un elemento de plancha de acero formado en caliente que presente una estructura de metal que contiene principalmente martensita que presenta menos variación de la dureza, la plancha de acero después del formado en caliente deseablemente se enfría rápidamente hasta que la temperatura superficial de la plancha de acero llega a 350°C o es más baja. La temperatura final del enfriamiento preferiblemente se fija en 100°C o menos, y más preferiblemente, en la temperatura ambiente.

- 55 A continuación en la presente memoria, las realizaciones se describen más específicamente, en referencia a Ejemplos, aunque la presente invención no se encuentra limitada a los mismos.

Ejemplos

5 Se fundió en un transformador de ensayo, acero que tenía los componentes químicos mostrados en la Tabla 1, y se sometió a moldeo continuo en un aparato de ensayo de moldeo continuo, produciendo losas cada una de las cuales tenía una anchura de 1.000 mm y un grosor de 250 mm. El símbolo * utilizado en la Tabla 1 se refiere a que se aparta del intervalo de composición de las realizaciones. Bajo las condiciones mostradas en la Tabla 2, se ajustó la temperatura de calentamiento del acero fundido y la cantidad de acero fundido destinada a ser moldeada por unidad de tiempo. Se controló la velocidad de enfriamiento de cada una de las losas, mientras que se modificó la cantidad de agua de una banda de pulverización de enfriamiento secundaria. Se llevó a cabo un tratamiento de reducción de la segregación central llevando a cabo una reducción suave con una pendiente de 1 mm/m utilizando rodillos en una parte terminal solidificada y descargando el acero fundido concentrado de una última parte solidificada. A continuación, una parte de las losas se sometió a un tratamiento de empapado ('soaking', en inglés) bajo las condiciones de 1.250°C y 24 horas.

Tabla 1

Tipo de acero	Composición química (% en masa, balance: Fe e impurezas)													Temperatura de la línea de acero fundido (°C)			
	C	Si	Mn	P	S	Al sol.	N	Cr	Ti	B	Nb	Cu	Ni		Mo	V	Ca
A	0,11	0,15	1,25	0,004	0,002	0,04	0,0015	0,48	0,018	0,0015	-	-	-	-	-	-	1520
B	0,14	0,10	1,00	0,005	0,002	0,03	0,0020	0,70	0,020	0,0016	-	-	-	-	-	-	1518
C	0,09	0,05	1,10	0,003	0,002	0,05	0,0024	1,00	0,023	0,0018	0,08	-	-	-	-	-	1523
D	0,15	0,15	1,20	0,004	0,002	0,05	0,0020	0,48	0,022	0,0030	-	0,1	-	-	-	-	1518
E	0,13	0,05	1,30	0,005	0,002	0,02	0,0030	0,60	0,025	0,0022	-	-	0,3	-	-	-	1519
F	0,11	0,10	1,05	0,004	0,002	0,03	0,0012	0,70	0,020	0,0020	-	-	-	0,1	-	-	1522
G	0,12	0,02	1,40	0,005	0,002	0,04	0,0020	1,30	0,018	0,0019	-	-	-	-	0,01	-	1517
H	0,13	0,05	1,30	0,004	0,003	0,03	0,0022	0,80	0,022	0,0022	-	-	-	-	-	0,003	1519
I	0,15	0,05	1,30	0,003	0,012*	0,04	0,0023	1,00	0,020	0,0015	-	-	-	-	-	-	1517
J	0,11	0,10	2,40*	0,005	0,002	0,05	0,0025	0,30	0,015	0,0020	-	-	-	-	-	-	1515
K	0,14	1,00*	1,30	0,004	0,002	0,03	0,0020	0,30	0,019	0,0018	-	-	-	-	-	-	1508
L	0,20*	0,15	1,30	0,006	0,002	0,04	0,0015	0,40	0,022	0,0015	-	-	-	-	-	-	1513
M	0,11	0,15	0,80	0,005	0,002	0,04	0,0025	0,20*	0,021	0,0015	-	-	-	-	-	-	1523

Tabla 2

número de ensayo	tipo de acero	plancha de acero	temp. de calent. del acero fundido	cantidad de acero fundido (kg)	tratamiento de reducción de segregación central en la losa	tratamiento de empacado	temp. de bobinado (°C)	recocido tras laminado en c.		recocido tras laminado en frío	formado en caliente	resist. a la tracción (MPa)	variación de la dureza		estructura metalúrgica				nivel de limpieza (%)	grado de segregación α	densidad en elongación de la muestra (8%)	Ejemplos comparat.		
								temp. (°C)	tiempo (h)				HS ₀₁	HS ₀₂	HS ₀₁ / HV	fracción de volumen de estructura de transformación a baja temp. (%)	fracción en vol. de ferrita	fracción en vol. de yunque residual					fracción en vol. de granos grandes y prior	tam. granos (µm)
1	A	lamin. en c.	1550	4.3	SI	1250°Cx24h	510	620	1	NO	880	1236	391	371	20	95.6	1.2	3.2	8.8	0.02	1.2	1.0x10 ³	7.9	Ejemplos comparat.
2	A	lamin. enf.	1550	8	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	880	1226	366	363	23	95.4	1.5	3.1	8.3	0.09	1.2	1.5x10 ³	5.5	Ejemplos comparat.
3	A	lamin. enf.	1550	4.3	NO	NO	510	620	1	SI	880	1230	368	364	24	95.8	1.3	2.9	9.0	0.02	1.7	1.8x10 ³	5.4	Ejemplos comparat.
4	B	lamin. en c.	1550	3.5	SI	1250°Cx24h	510	620	1	NO	880	1345	419	399	20	94.8	2.0	3.2	8.6	0.02	1.2	1.6x10 ³	6.8	Ejemplos comparat.
5	B	lamin. enf.	1620	5.5	SI	NO	510	620	1	SI	880	1351	422	403	19	94.5	2.1	3.4	9.5	0.09	1.3	2.0x10 ³	5.4	Ejemplos comparat.
6	B	lamin. enf.	1550	3.5	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	820	1230	420	404	16	87.0	9.6	3.0	5.5	0.03	1.3	6.0x10 ³	4.5	Ejemplos comparat.
7	C	lamin. enf.	1550	5.1	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	880	1169	376	359	16	95.9	1.0	3.1	5.4	0.02	1.2	2.2x10 ³	8.6	Ejemplos comparat.
8	D	lamin. enf.	1550	5.5	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	880	1384	429	409	20	94.6	2.0	3.4	8.7	0.02	1.2	1.1x10 ³	6.5	Ejemplos comparat.
9	D	lamin. enf.	1550	5.5	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	1100	1356	426	408	18	96.0	0.0	4.0	20.1*	0.02	1.2	0.1x10 ³	5.4	Ejemplos comparat.
10	E	lamin. enf.	1550	3.6	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	880	1305	407	387	20	94.6	1.2	4.2	9.2	0.02	1.1	1.4x10 ³	7.2	Ejemplos comparat.
11	E	lamin. enf.	1550	3.6	SI	1250°Cx24h	680	-	-	SI	880	1255	389	350	39	94.2	3.5	2.3	6.5	0.02	1.1	4.5x10 ³	5.7	Ejemplos comparat.
12	F	lamin. enf.	1550	2.1	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	880	1222	384	362	22	94.8	1.3	3.9	8.6	0.02	1.2	1.5x10 ³	7.2	Ejemplos comparat.
13	G	lamin. enf.	1550	5.2	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	880	1276	402	384	18	94.3	0.5	5.2	8.4	0.02	1.1	2.9x10 ³	7.8	Ejemplos comparat.
14	G	lamin. enf.	1550	5.2	SI	1250°Cx24h	510	660	20	SI	880	1055	360	265	95	81.0	18.1	0.9	5.1	0.02	1.1	8.5x10 ³	4.8	Ejemplos comparat.
15	H	lamin. enf.	1550	3.9	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	880	1315	412	394	18	94.7	1.3	4.0	9.3	0.03	1.1	1.8x10 ³	7.3	Ejemplos comparat.
16	I*	lamin. en c.	1550	3.9	SI	1250°Cx24h	510	620	1	NO	880	1384	429	409	20	94.8	0.6	4.9	8.8	0.09	1.1	2.3x10 ³	5.1	Ejemplos comparat.
17	J*	lamin. enf.	1550	2.8	NO	NO	510	620	1	SI	880	1236	391	372	19	94.8	0.4	4.8	8.4	0.04	1.9	0.8x10 ³	5.6	Ejemplos comparat.
18	K*	lamin. enf.	1550	2.7	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	880	1343	418	340	77	86.5	11.0	2.5	6.5	0.02	1.2	2.9x10 ³	6.6	Ejemplos comparat.
19	L*	lamin. enf.	1550	5.1	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	880	1550	467	441	26	94.2	2.0	3.8	10.2*	0.02	1.1	1.1x10 ³	4.6	Ejemplos comparat.
20	M*	lamin. enf.	1550	4.5	SI	1250°Cx24h	510	620	1	SI	880	1242	384	222	172	87.7	0.5	1.8	8.9	0.02	1.2	0.7x10 ³	7.8	Ejemplos comparat.

Las losas obtenidas se laminaron en caliente con un aparato de ensayo de laminado en caliente, produciendo planchas de acero laminado en caliente de 3,0 mm de grosor. Cada una de las planchas de acero laminado en caliente se bobinó y después se sometió a pureza química y recocido adicional. Una parte de las planchas de acero se laminó en frío adicionalmente con un aparato de ensayo de laminado en frío, produciendo planchas de acero laminado en frío de 1,5 mm de grosor. Además, una parte de las planchas de acero laminadas en frío se recoció a 600°C durante 2 h, obteniendo planchas de acero recocido laminadas en frío.

A continuación, tal como se muestra en la fig. 1 y en la fig. 2, las planchas de acero 1 para el formado en caliente se sometieron a prensado en caliente (formado en caliente) con un molde (punzón 11, matriz 12) utilizando un aparato de ensayo de prensado en caliente, obteniendo los elementos de plancha de acero formados en caliente 2. Las planchas de acero se calentaron a diversas temperaturas superficiales comprendidas entre 820°C y 1.100°C en un horno de calentamiento, se mantuvieron a la temperatura durante 90 segundos, después se sacaron del horno de calentamiento, se sometieron inmediatamente a prensado en caliente con el molde con un dispositivo de enfriamiento, y se sometieron a un tratamiento de templado simultáneamente al formado. Los elementos de plancha de acero formados en caliente se evaluaron de la manera siguiente. Se muestran los resultados de la evaluación en la Tabla 2. En la Tabla 2, "laminado en caliente" se refiere a planchas de acero laminadas en caliente de 3,0 mm de grosor sometidas a laminado en caliente, y "laminado en frío" se refiere a una plancha de acero laminada en frío de 1,5 mm de grosor obtenida mediante laminado en frío adicional de las planchas de acero laminadas en caliente. El símbolo * se refiere a que se aparta del intervalo de las realizaciones.

<Evaluación de las características mecánicas del elemento de plancha de acero formado en caliente>

Se obtuvieron probetas de ensayo de tracción JIS n° 5 a partir del laminado en ángulo recto de los elementos de plancha de acero formados en caliente y se sometieron a un ensayo de tracción según la norma n° JIS Z2241 (2011) para medir la resistencia a la tracción (RT).

<Identificación de la estructura metálica>

Los elementos de plancha de acero formados en caliente se cortaron en muestras de manera que la parte central del grosor de la plancha en secciones paralelas a la dirección de laminado de los elementos de plancha de acero formados en caliente fueran las superficies de observación, y a continuación las muestras se sometieron a pulido espejo. A continuación, las muestras se sometieron a corrosión con Nital y las estructuras metálicas de las cinco vistas de cada una de las muestras se observaron utilizando un microscopio electrónico de barrido (relación de ampliación: 2000). La fracción de superficie de ferrita se obtuvo sometiendo la microfotografía obtenida a un tratamiento de imagen. Se utilizó como la fracción en volumen de ferrita. La fracción en volumen de la austenita residual en la estructura metálica se obtuvo mediante difracción de rayos X (XRD, por sus siglas en inglés). El balance de la misma se calculó como la fracción en volumen de una estructura de transformación a baja temperatura. La fracción de volumen y residual se obtuvo a partir de la proporción de intensidades entre la intensidad de difracción $I_{\alpha(200)}$ de (200) de ferrita, la intensidad de difracción $I_{\alpha(211)}$ de (211) de ferrita, la intensidad de difracción $I_{\gamma(220)}$ de (220) de austenita y la intensidad de difracción $I_{\gamma(311)}$ de (311) de austenita según la difracción de rayos X utilizando una lámpara de Mo tras el pulido químico del 1/8 de la capa interna del grosor de la plancha desde la superficie de cada una de las planchas de acero.

$$V_{\gamma}(\% \text{ en volumen}) = 0,25 \times \{I_{\gamma(220)} / (1,35 \times I_{\alpha(200)} + I_{\gamma(220)}) + I_{\gamma(220)} / (0,69 \times I_{\alpha(211)} + I_{\gamma(220)}) + I_{\gamma(311)} / 1,5 \times I_{\alpha(200)} + I_{\gamma(311)} + I_{\gamma(311)} / (0,69 \times I_{\alpha(211)} + I_{\gamma(311)})\}$$

<Evaluación del nivel de pureza>

Los materiales de ensayo se cortaron de cinco sitios de los elementos de plancha de acero formados en caliente. Se investigó el nivel de pureza en cada una de las posiciones 1/8t, 1/4t, 1/2t, 3/4t y 7/8t con respecto al grosor t de la plancha de cada uno de los materiales de ensayo mediante un método de conteo de puntos. El valor más alto (propiedad de pureza más baja) del nivel de pureza en cada uno de los grosores de plancha se utilizó como el valor del nivel de pureza del material de ensayo.

<Medición del grado de segregación α de Mn>

La parte central del grosor de plancha del elemento de plancha de acero formado en caliente se sometió a análisis de líneas mediante EPMA. Se midieron tres valores medidos de orden elevado de los resultados del análisis, y a continuación se calculó el valor medio de los mismos para obtener la concentración máxima de Mn en la parte central del grosor de la plancha. Se analizaron diez sitios mediante EPMA en la posición de 1/4 de la profundidad del grosor de plancha desde la superficie del elemento de plancha de acero formado en caliente, obteniendo el valor medio de los mismos. Se obtuvo la concentración media de Mn en la posición de 1/4 de la profundidad del grosor de la plancha desde la superficie. Se obtuvo el grado de segregación α del Mn mediante la división de la concentración máxima de Mn en la parte central del grosor de la plancha por la concentración media de Mn en la posición de 1/4 de la profundidad del grosor de la plancha desde la superficie.

<Medición del tamaño medio de grano de los granos γ -prior>

5 El tamaño medio de grano de los granos γ -prior en el elemento de plancha de acero formado en caliente se obtuvo midiendo el número de granos cristalinos en una vista medida, mediante división de la superficie de la vista medida por el número de granos cristalinos, obteniendo la superficie media de los granos cristalinos y calculando un tamaño de grano cristalino en un diámetro circular equivalente. En ese tiempo, se midió el grano en el borde de la vista como 1/2 y se ajustó la relación de ampliación de la observación, en caso necesario, de manera que se fijase el número de granos cristalinos en 200 o más.

<Densidad en número de carburos residuales>

10 La superficie del elemento de plancha de acero formado en caliente se corroyó utilizando una solución de picral y se amplió el tamaño 2.000 veces con un microscopio electrónico de barrido. Se observó una pluralidad de vistas. En este tiempo, se contó el número de vistas con presencia de carburos a fin de calcular el número por 1 mm².

<Medición de la deformabilidad local>

15 Se midió la deformabilidad local según un ensayo de tracción con muesca. Una probeta de ensayo de tracción presentaba una anchura de pieza paralela de 16,5 mm y una longitud de pieza paralela de 60 mm, y se obtuvo en una dirección de laminado longitudinal. Se realizó una muesca en V de 2 mm de profundidad en la parte central de la longitud de la probeta de ensayo de tracción y se utilizó la probeta de ensayo de tracción procesada como probeta de ensayo de tracción con muesca. El grosor de la probeta con muesca se fijó en 1,4 mm. La forma de la probeta de ensayo de tracción con muesca se muestra en la fig. 3. El ensayo de tracción se llevó a cabo utilizando la probeta de ensayo de tracción con muesca y se midió la elongación de la muesca al romper la probeta de ensayo de tracción con muesca en una parte con muesca en V, a fin de evaluar la deformabilidad local. Se fijó una distancia al punto de referencia de 5 mm y se fijó la velocidad de tracción (velocidad de la cruceta) durante el ensayo de tracción en 0,5 mm/min.

<Variación de la dureza>

25 Se llevó a cabo el ensayo siguiente con el fin de evaluar la estabilidad de la dureza. Se calentaron planchas de acero para el formado en caliente a 10°C/s hasta 900°C con un simulador de tratamiento térmico y después se retuvieron a 150 s. A continuación, se enfriaron las planchas de acero para el formado en caliente a velocidades de enfriamiento de aproximadamente 80°C/s y 10°C/s hasta la temperatura ambiente. Cada una de las muestras se sometió a un ensayo de dureza de Vickers en la posición ¼ del grosor de plancha de la sección. Se llevó a cabo la medición de la dureza basándose en la norma n° JIS Z 2244 (2009) en cinco puntos con una fuerza de ensayo fijada en 9,8 N y se obtuvo la media de las mediciones. El valor medio de las durezas a la velocidad de enfriamiento de aproximadamente 80°C/s y el valor medio de las durezas a la velocidad de enfriamiento de 10°C/se definieron como HS80 y HS10, y la diferencia ΔH_v de las mismas se utilizó como el índice de estabilidad de la dureza.

35 Con el fin de evaluar la estabilidad e la dureza y la deformabilidad local de cada una de las muestras, se determinó que las muestras que presentaban un ΔH_v de 50 o menos y una elongación de la muesca de 6% o más, eran favorables.

Tal como se muestra en la Tabla 2, el ensayo número 2 presentaba una composición del acero que satisfacía el intervalo de las realizaciones, aunque la cantidad de acero fundido para el moldeo por unidad de tiempo era grande. De esta manera, el valor del nivel de pureza excedía 0,08%, lo que dio como resultado una mala deformabilidad local.

40 Debido a que el ensayo número 3 no se había sometido a un tratamiento de reducción de la segregación central ni a un tratamiento de empapado, el grado de segregación del Mn excedía 1,6, lo que dio como resultado una mala deformabilidad local.

Debido a que el ensayo número 5 presentaba una temperatura de calentamiento baja del acero fundido, el valor del nivel de pureza excedía 0,08%, lo que dio como resultado una mala deformabilidad local.

45 Debido a que el ensayo número 6 presentaba una temperatura baja de formado en caliente, la fracción en volumen de ferrita excedía 3% después del formado en caliente, lo que daba como resultado una baja estabilidad de la dureza. Además, la densidad en número de carburos residuales también era de hasta $8,0 \times 10^3$ por mm², lo que dio como resultado una mala deformabilidad local.

Debido a que el ensayo número 9 presentaba una temperatura de calentamiento elevada durante el formado en calor, se incrementó el tamaño de grano γ -prior, lo que dio como resultado una mala deformabilidad local.

50 Debido a que el ensayo número 11 presentaba una temperatura de bobinado elevada después del laminado en caliente, se incrementó la densidad de carburos residuales, lo que dio como resultado una mala deformabilidad local.

Debido a que el ensayo número 14 presentaba una temperatura de recocido levada después del laminado en caliente y un tiempo de recocido largo, la fracción de volumen de ferrita excedía 3% después del formado en caliente, lo que dio como resultado una mala estabilidad de la dureza. La insuficiente disolución de los carburos causó un incremento

de la densidad de los carburos residuales, lo que dio como resultado una mala deformabilidad local.

Debido a que el ensayo número 16 presentaba un contenido de S que excedía el valor del límite superior del intervalo de las realizaciones, el valor del nivel de pureza excedía 0,08%, lo que resultó en una mala deformabilidad local.

- 5 Debido a que el ensayo número 17 presentaba un contenido de Mn que excedía el valor de límite superior del intervalo de las realizaciones, el grado de segregación del Mn excedía 1,6, lo que dio como resultado una mala deformabilidad local.

Debido a que el ensayo número 18 presentaba un contenido de Si que excedía el valor del límite superior del intervalo de las realizaciones, se incrementó el punto A_3 y la fracción en volumen de ferrita excedía 3% después del formado en caliente, lo que dio como resultado una mala estabilidad de la dureza.

- 10 El ensayo número 19 presentaba un contenido de C que excedía el valor del límite superior del intervalo de las realizaciones, lo que dio como resultado una mala deformabilidad local.

El ensayo número 20 presentaba un contenido de Cr más bajo que el intervalo de la realización, lo que dio como resultado una mala estabilidad de la dureza.

- 15 Los números de ensayo 1, 4, 7, 8, 10, 12, 13 y 15 que satisfacían el intervalo de las realizaciones eran excelentes tanto en estabilidad de la dureza como en deformabilidad local.

Tal como se ha descrito anteriormente, se han descrito las diversas realizaciones típicas, aunque la invención no está limitada a estas realizaciones. El alcance de la invención está limitado únicamente por las reivindicaciones siguiente.

REIVINDICACIONES

1. Elemento de plancha de acero conformado en caliente con una composición química que consiste en, en términos de % en masa:

- 5 de 0,08 a 0,16% de C,
0,19% o menos de Si,
de 0,40 a 1,50% de Mn,
0,02% o menos de P,
0,01% o menos de S,
de 0,01 a 1,0% de Al sol.,
10 0,01% o menos de N,
de 0,25 a 3,00% de Cr,
de 0,01 a 0,05% de Ti,
de 0,001 a 0,01% de B,
de 0 a 0,5% de Nb,
15 de 0 a 2,0% de Ni,
de 0 a 1,0% de Cu,
de 0 a 1,0% de Mo,
de 0 a 1,0% de V,
de 0 a 0,005% de Ca, y
20 consistiendo un resto en Fe e impurezas,
en donde
una fracción en volumen total de martensita, martensita recocida y bainita es 50%, o más, y una fracción en volumen de ferrita es 3% o menos,
un tamaño medio de grano de los granos γ -prior es 10 μm o menos,
25 una densidad en número de carburos residuales presentes es 4×10^3 por mm^2 o menos,
un valor del nivel de pureza del acero especificado por JIS G 0555 (2003) es 0,08% o menos, en donde el valor del nivel de pureza del acero se obtiene calculando los porcentajes de superficie de las inclusiones basadas en A, basadas en B y basadas en C, y
un grado de segregación α de Mn representado mediante la fórmula (i) a continuación es 1,6 o menos,
30 $\alpha = [\text{concentración máxima de Mn (\% en masa) en una parte central de un grosor de la plancha}] / [\text{concentración media de Mn (\% en masa) en una posición a 1/4 de la profundidad del grosor de la plancha desde una superficie}]$ (i).

2. El elemento de plancha de acero conformado en caliente según la reivindicación 1, en donde la composición química comprende uno o más seleccionados del grupo que consiste en, en términos de % en masa:

- 35 de 0,003 a 0,50% de Nb,
de 0,01 a 2,0% de Ni,
de 0,01 a 10% de Cu,
de 0,01 a 1,0% de Mo,
de 0,01 a 1,0% de V y
40 de 0,001 a 0,005% de Ca.

3. El elemento de plancha de acero conformado en caliente según la reivindicación 1 o 2, en donde el elemento de plancha de acero tiene una superficie sobre la que se forma una capa de recubrimiento.

4. El elemento de plancha de acero conformado en caliente según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en donde el elemento de plancha de acero tiene una resistencia a la tracción de 1,0 GPa o más.

FIG.1

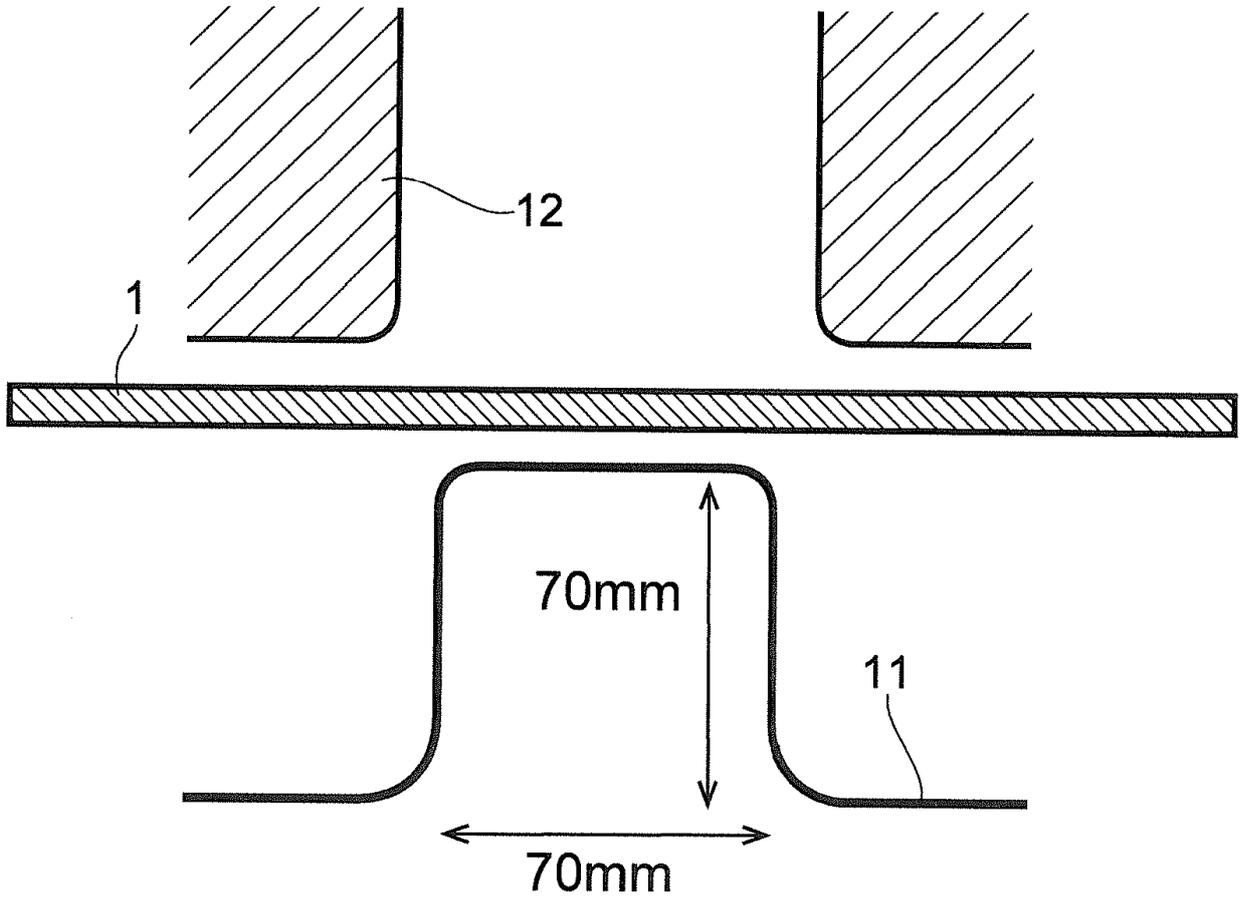


FIG.2

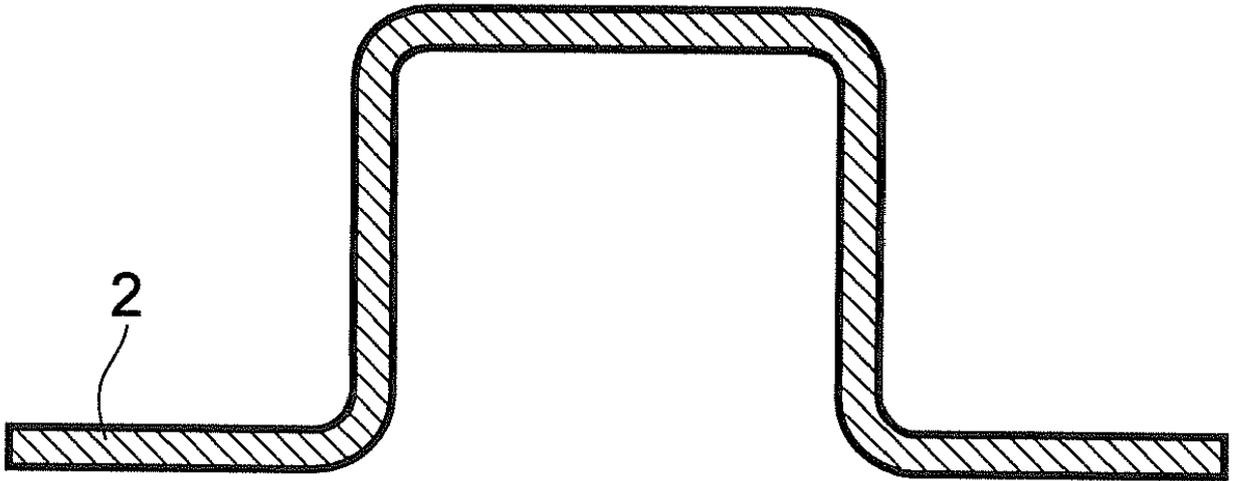


FIG.3

