

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 683 149**

51 Int. Cl.:

B21D 22/20	(2006.01)	C21D 8/00	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)
B21D 53/88	(2006.01)	C21D 1/673	(2006.01)		
C21D 1/18	(2006.01)	C22C 38/02	(2006.01)		
C21D 9/00	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)		
C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)		
C22C 38/14	(2006.01)	C22C 38/08	(2006.01)		
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)		
B21D 22/02	(2006.01)	C22C 38/16	(2006.01)		
B32B 15/01	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)		
C21D 6/00	(2006.01)	C22C 38/32	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **17.01.2014 PCT/JP2014/050833**

87 Fecha y número de publicación internacional: **24.07.2014 WO14112594**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **17.01.2014 E 14740951 (0)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **25.07.2018 EP 2946848**

54 Título: **Método de fabricación para un miembro de acero conformado por prensado en caliente**

30 Prioridad:

18.01.2013 JP 2013007808

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

25.09.2018

73 Titular/es:

**KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBE STEEL, LTD.) (100.0%)
2-4, Wakinohama-Kaigandori 2-chome, Chuo-ku
Kobe-shi, Hyogo 651-8585, JP**

72 Inventor/es:

**MIZUTA, NAOKI;
ASAI, TATSUYA;
YAMANO, TAKAYUKI y
HOSHIKA, TETSUJI**

74 Agente/Representante:

UNGRÍA LÓPEZ, Javier

ES 2 683 149 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

Método de fabricación para un miembro de acero conformado por prensado en caliente

5 La presente invención se refiere a métodos para la fabricación de miembros de acero formados por prensado en caliente. Específicamente, la presente invención se refiere a un método para fabricar un miembro de acero conformado por prensado en caliente que tiene altas resistencias y un excelente equilibrio entre resistencia y ductilidad (equilibrio resistencia-ductilidad).

10 Los materiales para piezas de automóviles de acero se diseñan para tener resistencias más altas con el fin de lograr tanto una resistencia a los impactos como y la reducción de peso. Independientemente, las piezas tras la fabricación requieren una buena trabajabilidad del material de láminas de acero. Supongamos que tales láminas de acero de alta resistencia, en particular, las láminas de acero que tienen una resistencia a la tracción de 980 MPa o más, se someten a trabajo en frío (por ejemplo, conformación por prensado en frío). Desventajosamente, sin embargo, esto
15 requiere una carga de conformación por prensado mayor o causa notablemente baja precisión dimensional.

Como una posible solución a la desventaja, existe una técnica de conformación por prensado en caliente. La conformación por prensado en caliente se denomina también prensado en caliente o estampación en caliente. En la conformación por prensado en caliente, un material de lámina de acero se somete a conformación por prensado
20 mientras se calienta con el fin de realizar la conformación y lograr mayores resistencias simultáneamente. En esta técnica, la lámina de acero a una alta temperatura (por ejemplo, en la región de una sola fase austenítica) se conforma o forma con herramientas (troquel y matriz), se mantiene y se enfría en el centro muerto inferior (conformación) para extraer el calor de la lámina de acero a las herramientas para enfriar así rápidamente la lámina de acero. Por lo tanto, el material de lámina de acero se somete a revenido. La técnica de conformación, cuando se
25 realiza, puede dar un producto conformado con una buena precisión dimensional y altas resistencias. La técnica se puede realizar con una carga de conformación inferior en comparación con la conformación en frío de las piezas que tienen resistencias a un nivel similar.

Sin embargo, la técnica requiere mantener en la parte inferior el centro muerto durante diez y varios segundos con el
30 fin de extraer el calor en las herramientas; y durante este período, la conformación de otra pieza es imposible. Desafortunadamente, un miembro de acero ocupa, por tanto, la máquina de prensado durante mucho tiempo, y esto se traduce en una baja productividad.

Además, la conformación por prensado en caliente requiere enfriamiento a una velocidad de enfriamiento de 30
35 °C/segundo o más. Por lo tanto, la conformación así como la transferencia tiene que realizarse dentro de un corto período de tiempo de diez y varios segundos; la conformación por prensado se puede realizar aproximadamente solo una vez; y hay un límite de forma capaz de conformarse por una conformación por prensado. Desventajosamente, la técnica, por tanto, falla para la fabricación de piezas que tienen formas complicadas. Además de manera desventajosa, el miembro de acero resultante obtenido después del trabajo tiene altas resistencias y
40 mala ductilidad, no se espera que tenga una alta absorción de impactos tras una colisión, y se limita en usos a los que el miembro de acero es aplicable.

Para resolver estos inconvenientes, se han realizado investigaciones para mejorar la productividad y/o para mejorar el grado de libertad de conformación en técnicas de conformación por prensado en caliente.
45

Normalmente, la literatura de Patentes (PTL) 1 divulga que la productividad se puede mejorar mediante la sujeción de una pieza de trabajo en el centro muerto inferior durante un tiempo más corto, separando la pieza de trabajo de las herramientas a una temperatura superior, y sometiendo la pieza de trabajo a una etapa posterior. Esta técnica, sin embargo, requiere un enfriamiento rápido (a una velocidad de 150 °C/s en los ejemplos de trabajo) después de la
50 conformación, con lo que se requiere un diseño de especial facilidad, y es probablemente poco versátil, aunque la técnica proporciona un tiempo de retención más corto en las herramientas. Además, el método de fabricación especificado en PTL 1 realiza la conformación en un corto tiempo de diez y varios segundos como en las técnicas convencionales, es difícil de realizar una conformación por prensado de múltiples etapas, y falla en procesar la pieza de trabajo en una forma complicada.

PTL 2 divulga un método de conformación por prensado en caliente. En este método, el agua de enfriamiento se inyecta desde herramientas durante la conformación por prensado con el fin de acortar el tiempo de mantenimiento en el centro muerto inferior y para lograr tanto las altas resistencias como productividad satisfactoria. El método, sin embargo, requiere instalaciones de producción complicadas para inyectar el agua de enfriamiento de las
60 herramientas y no es versátil.

Cada uno de PTL 3 a 5 propone métodos de conformación por prensado en caliente. En el método divulgado en PTL 3, una lámina de acero calentada a 1000 °C o menos se somete a una conformación por prensado de múltiples etapas de dos a cinco etapas (pasos) en un intervalo de temperatura de 600 °C o más y se enfría después a una
65 velocidad de enfriamiento de 10 °C/segundo o más. En la conformación por prensado de múltiples etapas, la conformación por prensado por etapa se realiza dentro de 3 segundos, y una conformación por prensado posterior

se realiza dentro de 4 segundos. En el método descrito en PTL 4, una lámina de acero se calienta a un intervalo de temperatura de la temperatura A_{c3} al punto de fusión, se soporta parcialmente por un troquel provisto en herramientas, se somete a la conformación a una temperatura inicial más alta que una temperatura a la que se producen todas las transformaciones de ferrita, perlita, bainita, y martensita, y se enfría rápidamente después de la conformación. En el método divulgado en PTL 5, se realiza la conformación por prensado de modo que un producto conformado se libera de las herramientas de conformación por prensado en los 5 segundos después de que las herramientas de conformación por prensado alcancen el centro muerto inferior y se enfrían a una velocidad de enfriamiento de 30°C/s o más a fin de permitir que la pieza conformada tenga una dureza HV de 400 o más.

10 Sin embargo, mejoras adicionales tales como el ajuste de composiciones químicas son probablemente necesarias a fin de proporcionar de forma segura un excelente equilibrio de fuerza-ductilidad.

PTL 1: de Solicitud de Patente Japonesa No Examinada Publicación (JP-A) n°. 2011-218436

PTL 2: JP-A n°. 2002-282.951

15 PTL 3: JP-A n°. 2005 hasta 152.969

PTL 4: JP-A n°. 2009-82992

PTL 5: JP-A n°. 2005 hasta 288.528

20 El documento P 2 546 375 A1 divulga un miembro prensado de alta resistencia y un método para producir el mismo.

La presente invención se ha realizado bajo estas circunstancias, y un objeto de la presente invención es establecer y proporcionar una técnica para la fabricación de un miembro de acero mediante la conformación por prensado en caliente a bajo costo y eficaz con alto grado de libertad en la forma que se conforma, donde el miembro de acero tiene alta resistencia y excelente equilibrio de fuerza-ductilidad y ofrece buenas propiedades de deformación (resistencia al impacto) tras un colapso por colisión.

30 Como se utiliza aquí la expresión "altas resistencias" en el miembro de acero de acuerdo con la presente invención se refiere a tener un límite elástico de 800 MPa o más (preferentemente de 850 MPa o más, y más preferentemente de 900 MPa o más) y una resistencia a la tracción de 980 MPa o más (preferentemente de 1270 MPa o más, y más preferentemente de 1470 MPa o más). El límite elástico y la resistencia a la tracción en la presente memoria se determinan por los métodos descritos en los ejemplos experimentales mencionados más adelante. También como se utiliza aquí la expresión "excelente equilibrio resistencia-ductilidad" en el miembro de acero de acuerdo con la presente invención se refiere a que el miembro de acero tiene un producto (TS x EL) de resistencia a la tracción TS y alargamiento EL de 13.550 MPa·% o más (preferentemente de 13.600 MPa·% o más, más preferentemente de 13.700 MPa·% o más, adicionalmente preferentemente de 13.800 MPa·% o más, y particularmente preferentemente de 14.000 MPa·% o más), donde el producto TS x EL se determina mediante un método descrito en los ejemplos experimentales.

40 La presente invención consigue el objeto y proporciona un método para la fabricación de un miembro de acero conformado por prensado en caliente. El método incluye calentar una lámina de acero y someter la lámina de acero a al menos un tiempo de conformación por prensado en caliente. La lámina de acero consiste en, como una composición química en porcentaje en masa (en adelante, lo mismo para la composición química),

C en un contenido del 0,15 % al 0,4 %;

45 Si en un contenido de más del 1,0 % al 1,65 %;

A1 en un contenido del 0,5 % o menos (excluyendo el 0 %);

Mn en un contenido del 1 % al 3,5 %;

Ti en un contenido del 0,10 % o menos (excluyendo el 0 %); y

B en un contenido del 0,005 % o menos (excluyendo el 0 %),

50 opcionalmente, al menos un elemento seleccionado del grupo que consiste en

(a) Cr en un contenido del 5 % o menos (excluyendo el 0 %);

55 (b) al menos un elemento seleccionado del grupo consistente en Ni y Cu en un contenido total del 0,5 % o menos (excluyendo el 0 %);

(c) Mo en un contenido del 1 % o menos (excluyendo el 0 %);

(d) Nb en un contenido del 0,1 % o menos (excluyendo el 0 %);

(e) P en un contenido del 0,02 % o menos;

(f) S en un contenido del 0,02 % o menos; y

60 (g) N en un contenido del 0,01 % o menos,

siendo el resto hierro e impurezas inevitables. En el método, una temperatura (temperatura de calentamiento) para el calentamiento es igual o mayor que la temperatura de transformación A_{c3} . Una temperatura inicial de conformación por prensado en caliente está en un intervalo de la temperatura de calentamiento a la temperatura inicial de la martensita (Ms). El enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se realiza a una velocidad de enfriamiento media de 20°C/s o menos de modo que un parámetro de revenido (λ) como se especifica

por la Expresión (1) se encuentra en un intervalo de 7100 a 8030. La Expresión (1) se expresa como sigue:

[Ec. 1]

$$\lambda = 293 \times \left\{ \log \left(\frac{\sum_{n=1}^{5000} t_n'}{3600} \right) + 20 \right\} - 430 \times [\text{Si}] \quad \dots (1)$$

5 donde λ representa el parámetro de revenido; [Si] representa el contenido (en porcentaje en masa) de Si en el acero; y t_n' es un valor según lo especificado por la Expresión (2):

10 [Ec. 2]

$$t_n' = 3600 \times 10^{\left\{ \frac{T_{n-1} + 273}{293} \times \left(\log \frac{t_n - t_{n-1}}{3600} + 20 \right) - 20 \right\}} \quad \dots (2)$$

15 donde t_n representa un tiempo "n-tésimo" (en segundos) cuando un tiempo de enfriamiento total de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se divide en 5000 partes iguales; T_n representa una temperatura (°C) en el n-ésimo tiempo t_n , donde t_0 es 0 segundos, y T_0 es la [(temperatura Ms) - 150 °C]; y $10^{\{ \}}$ representa la potencia $\{ \}$ -ésima de 10.

20 El enfriamiento de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se puede realizar a una velocidad de enfriamiento media de 5 °C/s a 20 °C/s.

La temperatura de acabado de la conformación por prensado en caliente final en el al menos un momento de la conformación por prensado en caliente puede ser igual a o menor que la temperatura Ms.

25 La etapa de calentamiento de la lámina de acero hasta la temperatura de calentamiento se realiza preferentemente a una tasa media de aumento de temperatura de 5 °C/s o más en el intervalo de temperatura de 100 °C hasta la temperatura de calentamiento.

Después de la conformación por prensado en caliente, se puede realizar el revenido a una temperatura de 100 °C a menos de 600 °C.

30 La presente invención incluye también un método para la fabricación de una pieza de automóvil de acero, donde el procedimiento comprende una etapa de fabricación de un miembro de acero conformado por prensado en caliente por el método de fabricación de un miembro de acero conformado por prensado en caliente de acuerdo con la presente invención, y además comprende una etapa de trabajar el miembro de acero conformado por prensado en caliente.

35 El método para la fabricación de un miembro de acero conformado por prensado en caliente de acuerdo con la presente invención puede ofrecer un miembro de acero mediante conformación por prensado en caliente, donde el miembro de acero tiene alta resistencia y excelente equilibrio de fuerza-ductilidad, ofrece buenas propiedades de deformación (comportamiento al choque) tras un aplastamiento por colisión, y es útil como o para piezas de acero de alta resistencia para automóviles. A diferencia de técnicas de conformación por prensado en caliente convencionales, el método de fabricación no requiere una retención a largo plazo en el centro muerto inferior, se pueden fabricar miembros de acero de manera eficaz, se puede realizar la conformación por prensado en caliente varias veces, y tiene un alto grado de libertad en la forma a conformar.

40 [Figura 1] Las Figuras 1(a), 1(b), y 1(c) son dibujos explicativos que ilustran, respectivamente, de antes, a la mitad, y en el centro muerto inferior de conformación de la conformación por prensado en caliente en los ejemplos experimentales;

[Figura 2] la Figura 2 es un dibujo explicativo esquemático que ilustra un proceso de conformación de múltiples etapas;

45 [Figura 3] la Figura 3 es un dibujo explicativo que ilustra procesos de conformación de múltiples etapas de

acuerdo con las realizaciones;

[Figura 4] la Figura 4 es una vista en sección transversal de un miembro de acero que incluye un reforzador;

[Figura 5] la Figura 5 es un dibujo explicativo esquemático que ilustra el abultamiento en un proceso de conformación de múltiples etapas de acuerdo con una realización;

5 [Figura 6] la Figura 6 es un dibujo explicativo esquemático que ilustra el rebordeado en un proceso de conformación de múltiples etapas de acuerdo con una realización;

[Figura 7] la Figura 7 es un dibujo explicativo esquemático que ilustra la perforación y recorte (periférico) en los procesos de conformación de múltiples etapas de acuerdo con realizaciones;

10 [Figura 8] la Figura 8 es un dibujo explicativo que ilustra cómo derivar la Expresión (1) como se especifica en la presente invención;

[Figura 9] la Figura 9 es un gráfico de proceso que ilustra la conformación por prensado en caliente en los ejemplos experimentales;

[Figura 10] la Figura 10 es una vista esquemática en perspectiva que ilustra la forma de un miembro de acero obtenido en los ejemplos experimentales;

15 [Figura 11] la Figura 11 es una vista esquemática en perspectiva que ilustra una posición donde termopares se incrustan para medir la temperatura de una lámina de acero en los ejemplos experimentales; y

[Figura 12] la Figura 12 es una vista esquemática en perspectiva que ilustra una posición en la que una muestra de ensayo para el ensayo de tracción se toma desde un miembro de acero en los ejemplos experimentales.

20 Los presentes inventores han realizado investigaciones intensivas para proporcionar un miembro de acero que tiene las propiedades. Como resultado, se ha encontrado un método específico para la fabricación de un miembro de acero utilizando una lámina de acero que tiene una composición química específica mediante el calentamiento de la lámina de acero y sometiendo la lámina de acero caliente a una conformación por prensado en caliente al menos una vez. El método se realiza mientras se cumplen las condiciones (i) a (iii). Específicamente, (i) la temperatura de calentamiento se controla para ser igual o mayor que la temperatura de transformación Ac_3 . Además, (ii) la conformación por prensado en caliente comienza a una temperatura en el intervalo de la temperatura de calentamiento hasta la temperatura M_s . Además, (iii) el enfriamiento a partir de la [(temperatura M_s) - 150 °C] a 80 °C se realiza de manera que un parámetro de revenido (λ) como se especifica por la Expresión (1) es de 7100 a 8030. La presente invención se ha realizado basándose en estos hallazgos.

30 Las razones por las se describirán las condiciones de fabricación, incluyendo las condiciones (i) a (iii) se especifican en la presente invención en detalle a continuación.

Condiciones de fabricación

35 (i) El calentamiento se realiza hasta una temperatura (temperatura de calentamiento) igual o mayor que la temperatura de transformación Ac_3

40 El calentamiento hasta una temperatura igual o mayor que la temperatura de transformación Ac_3 permite que el miembro de acero tenga una sola fase martensítica como su microestructura y tenga resistencias predeterminadas. La "temperatura de transformación Ac_3 " se refiere a una temperatura de transformación de austenita y en lo sucesivo también se denomina simplemente como "temperatura Ac_3 ". El calentamiento, si se realiza a una temperatura inferior a la temperatura de transformación Ac_3 , hace que las fases de ferrita y otras permanezcan y actúen como núcleos durante la conformación en caliente y permite por tanto que la ferrita crezca fácilmente. Probablemente esto hace que el miembro de acero de casi no tenga altas resistencias incluso cuando se controla la velocidad de enfriamiento después del calentamiento.

50 La temperatura de calentamiento es preferentemente igual o mayor que [(temperatura Ac_3) + 10 °C]. El calentamiento, si se realiza a una temperatura excesivamente alta, puede hacer que la microestructura que constituye el miembro de acero sea basta y puede hacer que el miembro de acero tenga un equilibrio de fuerza-ductilidad inferior. Para evitar esto, la temperatura de calentamiento se puede controlar en su límite superior a preferentemente igual o inferior a aproximadamente [(temperatura Ac_3) + 180 °C], y más preferentemente igual o inferior a aproximadamente [(temperatura Ac_3) + 150 °C].

55 El mantenimiento a la temperatura de calentamiento se puede realizar durante un tiempo (tiempo de mantenimiento de calentamiento) de preferentemente 15 minutos o menos, y más preferentemente de 5 minutos o menos. Esto se prefiere normalmente para restringir el crecimiento del grano de austenita. El mantenimiento no tiene que realizarse, en concreto, el tiempo de mantenimiento de calentamiento puede ser cero, siempre que la temperatura de calentamiento caiga dentro del intervalo específico.

60 El calentamiento puede realizarse en una atmósfera como se ha seleccionado a partir de atmósferas oxidantes, atmósferas de reducción, y atmósferas no oxidantes. Específicamente, la atmósfera se ejemplifica por la atmósfera de aire, atmósfera de gas de combustión, y atmósfera de gas nitrógeno.

65 En la etapa de calentar la lámina de acero hasta la temperatura de calentamiento, el calentamiento se realiza preferentemente a una tasa media de aumento de temperatura de 5 °C/segundo o más en el intervalo de

temperatura de 100 °C hasta la temperatura de calentamiento. El calentamiento a una alta tasa de aumento de temperatura de este tipo puede refinar (reducir el tamaño de grano de) la fase (antes de la austenita) para contribuir a un equilibrio de fuerza-ductilidad todavía mejor. La tasa media de aumento de temperatura es más preferentemente de 50 °C/s o más, y además, preferentemente, 100 °C/s o más. La tasa media de aumento de temperatura no es crítica en su límite superior para un mejor equilibrio de fuerza-ductilidad, pero es preferentemente de aproximadamente 500 °C/s o menos tomando normalmente en consideración el tamaño de los equipos de calentamiento y el tamaño de la pieza a fabricar.

(ii) La conformación por prensado en caliente comienza a una temperatura en el intervalo de la temperatura de calentamiento hasta la temperatura Ms.

La conformación por prensado en caliente, cuando ha comenzado a una temperatura en el intervalo de la temperatura de calentamiento hasta la temperatura Ms, permite un fácil trabajo y reduce suficientemente la carga de conformación de la conformación por prensado. La conformación por prensado en caliente, si comienza a una temperatura inferior a la temperatura Ms, se va a realizar en un acero martensítico de alta resistencia. Desventajosamente, esto causa exceso de carga de conformación por prensado debido a que una máquina de prensado para la conformación por prensado en caliente no es generalmente tan poderosa, o causas mayor riesgo de fractura retardada debido a la alta tensión residual. Para evitar esto, la temperatura inicial de conformación por prensado en caliente se controla para que sea igual o mayor que la temperatura Ms. La temperatura inicial de conformación por prensado en caliente es preferentemente igual o mayor que [(temperatura Ms) + 30 °C], y más preferentemente igual o mayor que [(temperatura Ms) + 50 °C].

En la presente invención, el término "inicio" de la conformación por prensado en caliente se refiere a un tiempo donde parte de la lámina de acero (en blanco) se pone primero en contacto con al menos parte de las herramientas en la primera conformación. El término "acabado" de la conformación por prensado en caliente se refiere a un tiempo donde toda la pieza del producto conformado se separa de las herramientas en la conformación final.

En la presente invención, una temperatura inicial (en otras palabras, la temperatura de la preforma al momento en que parte de la primera preforma entra en contacto con al menos parte de las herramientas de la primera conformación) de la conformación por prensado en caliente se especifica, mientras que no hay ninguna limitación en una temperatura de acabado (en otras palabras, la temperatura de la preforma (miembro de acero) al momento en que todo el producto conformado (miembro de acero) se separa de las herramientas en la conformación de la final) de la conformación por prensado en caliente. Una temperatura de acabado preferida de la conformación por prensado en caliente se describirá en detalle a continuación.

La temperatura A_{c3} y la temperatura Ms se calculan respectivamente de acuerdo con las Expresiones (a) y (b) descritas en "La Metalurgia Física de los Aceros", William C. Leslie (Maruzen Co., Ltd. 31 de mayo de 1.985, pág. 273). En las expresiones, un elemento indicado en los paréntesis representa el contenido (en porcentaje en masa) del elemento, y el cálculo se puede realizar mientras se define el contenido de un elemento no contenido en la lámina de acero como 0 por ciento en masa. Las Expresiones (a) y (b) se expresan como sigue:

$$\text{Temperatura } A_{c3} (\text{°C}) = 910 - 203 \times ([C]^{0.5}) - 15,2 \times [Ni] + 44,7 \times [Si] + 31,5 \times [Mo] - 30 \\ \times [Mn] - 11 \times [Cr] - 20 \times [Cu] + 700 \times [P] + 400 \times [Al] + 400 \times [Ti] \quad (a)$$

$$\text{Temperatura } M_s (\text{°C}) = 561 - 474 \times [C] - 33 \times [Mn] - 17 \times [Ni] - 17 \times [Cr] - 21 \times [Mo]$$

(b)

Número de conformación por prensado en caliente y conformación de múltiples etapas

La conformación por prensado en caliente se puede realizar una vez o varias veces. La conformación por prensado en caliente, cuando se realiza varias veces, puede dar un elemento que tiene una forma complicada y puede proporcionar una mejor precisión dimensional. Un mecanismo para proporcionar una mejor precisión dimensional es como sigue.

Durante el proceso de conformación por prensado, diferentes porciones de la preforma se ponen en contacto con las herramientas durante diferentes duraciones, y esto puede causar diferencias de temperatura (falta de uniformidad) en el producto conformado. Normalmente, se supone que la conformación por prensado en caliente se realiza una vez como flexión como se ilustra en la Figura 1. En este caso, la porción A de la preforma está en contacto con las herramientas durante un largo tiempo y se somete a una gran reducción de la temperatura (gran extracción de calor a las herramientas), y, en contraste, las porciones B de la preforma están en contacto con las herramientas durante un corto tiempo y se someten a una pequeña reducción de temperatura, cada uno como se ilustra en la Figura 1. Por lo tanto, el producto conformado puede tener una diferencia en la magnitud de reducción de temperatura, tener por tanto una diferencia en la magnitud de contracción térmica, someterse a deformación térmica (deformación plástica), y tener una menor precisión dimensional.

En una realización, la conformación por prensado en caliente se realiza como una conformación de múltiples etapas, específicamente, la conformación por prensado se realiza a una temperatura o temperaturas iguales o superiores a la temperatura Ms. En esta realización, incluso cuando se produce un deterioro de precisión dimensional en una conformación anterior, una posterior conformación se realiza todavía a una temperatura alta y se puede corregir fácilmente el deterioro de precisión dimensional. Además, los procesos de conformación repetidos eliminan o mitigan también la falta de uniformidad de temperatura y de este modo reducen más fácilmente el deterioro de precisión dimensional debido a la falta de uniformidad de temperatura.

Además, el método, cuando se realiza la conformación por prensado en caliente en múltiples etapas como anteriormente, puede incluir además un proceso de enderezamiento por restricción forma y ventajosamente proporciona una mejor precisión dimensional, donde la precisión dimensional es un problema de la tecnología de conformación por prensado en caliente de múltiples etapas. El deterioro de precisión dimensional es un problema en un proceso de conformación por prensado en caliente de múltiples etapas orientado a la productividad. El deterioro de precisión dimensional puede, sin embargo, mejorarse drásticamente mediante la separación del producto conformado de las herramientas a una temperatura igual o inferior a la temperatura Ms en la conformación por prensado en caliente final (incluyendo el caso donde la conformación por prensado en caliente se realiza una vez), como se describe a continuación. Específicamente, la conformación por prensado en caliente final se realiza preferentemente a una temperatura de acabado de igual o menor que la temperatura Ms. En una realización más preferida, el producto conformado se mantiene en contacto con las herramientas (restricción de herramienta) hasta [(temperatura Ms) – 150 °C] antes de la separación. Esto puede dar una mejor precisión dimensional más estable. En particular, esto es útil cuando el miembro se forma a partir de una preforma fina que tiene un espesor normalmente de 1,4 mm o menos, porque tal preforma fina puede someterse a gran deterioro de precisión dimensional tras la conformación de múltiples etapas.

La conformación por prensado en caliente, cuando se realiza varias veces, se puede realizar en las mismas herramientas, o en dos o más diferentes combinaciones de herramientas que tienen diferentes formas, en concreto, en las herramientas que tienen formas diferentes de un proceso de conformación a otro.

La conformación por prensado en caliente, cuando se realiza como la conformación de múltiples etapas, requiere una menor cantidad de trabajo por proceso con respecto a la cantidad finalmente necesaria de trabajo y permite la conformación de la preforma en un miembro que tiene una forma más complicada.

Por ejemplo, los miembros laterales posteriores y otras piezas se curvan tridimensionalmente y tienen diferentes formas de sección transversal (anchura y altura) en la dirección longitudinal. Estas piezas son generalmente difíciles de conformarse en formas finales mediante una única etapa. Sin embargo, el proceso de conformación de múltiples etapas (que incluye múltiples etapas) como se ilustra en la Figura 2 permite la conformación de las piezas que tienen tales formas complicadas. Específicamente, el proceso de conformación se puede diseñar como incluyendo la conformación de (estirado y/o flexión) en una forma basta como en la Figura 2(a) en la primera etapa, y de trabajo adicional (volver a estirar y/o enderezado rectificador) en una forma final como se indica por la línea sólida en la Figura 2(b) en la segunda etapa.

Además, las formas a trabajar en la primera etapa y la segunda etapa en el proceso de conformación de múltiples etapas se pueden diseñar de manera apropiada. Normalmente, una porción metálica en exceso se puede disponer en una forma apropiada, y el orden de operaciones de trabajo puede ser un valor apropiado. Esto puede proporcionar a los miembros conformados formas significativamente complicadas como se ilustra en las Figuras 3 (a) y 3 (b). Los miembros formados, cuando se les permite tener tales formas complicadas, pueden contribuir a las funciones superiores (por ejemplo, una mayor rigidez y/o una mayor resistencia al impacto) y espesores de pared reducidos de las piezas resultantes.

Las estructuras de carrocería de automóviles actuales emplean a menudo una estructura que incluye una pieza (A), y un reforzador (C) en el interior de la pieza (A), como se ilustra en la Figura 4 (vista en sección transversal). Tales estructuras o piezas se ejemplifican por columnas centrales y balancines. Una pieza, al tener una forma o estructura de este tipo, puede resistir la deformación en forma seccional y puede tener una mejor resistencia a impactos en caso de impactar en la pieza (A). Sin embargo, la pieza (A), cuando se les permite tener una forma complicada, como se describe anteriormente, puede tener una mejor resistencia a impactos en sí misma. Esto puede omitir o reducir el espesor de, el reforzador (C) y contribuir a un peso más ligero y menor coste.

En las realizaciones de la conformación de múltiples etapas, abultamientos y/o rebordeado se pueden realizar en la segunda o posterior etapa, como se describe a continuación. Normalmente, el abultamiento puede realizarse en la segunda o posterior etapa en el proceso de conformación de múltiples etapas, como se ilustra en la Figura 5. Esta conformación permite que el miembro de acero tenga una forma abultada adicional para tener de este modo una función superior, tal como mayor rigidez y/o mejor resistencia a impactos. También normalmente, el rebordeado se puede realizar en la segunda o posterior etapa en el proceso de conformación de múltiples etapas como se ilustra en las Figuras 6(a) y 6(b). El rebordeado se ejemplifica por un rebordeado hacia arriba, rebordeado hacia abajo, rebordeado por estiramiento, rebabado, y rebordeado por contracción. Esta conformación puede permitir también que el miembro de acero tenga una función superior, tal como una mayor rigidez y/o mejor resistencia a impactos.

En otra realización de la conformación de múltiples etapas, una perforación o proceso similar se puede realizar en un estado donde el material en la segunda o posterior etapa es blando a una temperatura relativamente alta. Normalmente, la perforación (troquelado) y/o recorte periférico (cizallamiento) se puede realizar en la segunda o posterior etapa como se ilustra en las Figuras 7(a), 7(b), y 7(c). Esto permite que la perforación y/o recorte se realicen como un proceso en la conformación por prensado y permite la reducción de costes, donde tal perforación y/o recorte se han realizado normalmente mediante trabajo con láser como una etapa adicional en procesos de conformado convencionales que incluyen solo una etapa de mantenimiento en el centro muerto inferior. El recorte periférico en caliente y/o perforación en caliente (taladro) pueden realizarse también antes de la conformación, como se ilustra en la Figura 7(d).

Temperatura de acabado de la conformación por prensado en caliente (temperatura final de liberación de herramienta)

La "temperatura de acabado de la conformación por prensado en caliente" se refiere a la temperatura de acabado de la conformación por prensado en caliente y, cuando la conformación por prensado en caliente se realiza una sola vez, se refiere simplemente a la "temperatura de acabado de la conformación por prensado en caliente". La temperatura de acabado de la conformación por prensado en caliente no es crítica y puede ser igual o mayor que la temperatura M_s , o igual o menor que la temperatura M_s .

Para una mejor precisión dimensional, la temperatura de acabado de la conformación por prensado en caliente final es preferentemente igual o inferior a la temperatura M_s . En este caso, la temperatura de acabado es más preferentemente igual o mayor que [(temperatura M_s) - 150 °C]. Específicamente, la conformación por prensado en caliente se termina preferentemente en un intervalo de temperatura igual o inferior a la temperatura M_s (es decir, en un tiempo en que se produce la transformación de martensita), donde la conformación por prensado en caliente en la presente memoria se refiere a conformación por prensado en caliente final en el caso de la conformación por prensado en caliente de múltiples etapas. Esto puede proporcionar dramáticamente mejor precisión dimensional tanto en la conformación de una sola etapa como en la conformación de múltiples etapas.

Temperaturas inicial y temperaturas de acabado en las realizaciones respectivas de conformación por prensado en caliente

Las realizaciones de la conformación por prensado en caliente se ejemplifican como sigue.

(I) Conformación por prensado en caliente de una sola etapa (una operación de conformación)

(I-1) La conformación por prensado en caliente se realiza a una temperatura inicial de desde la temperatura de calentamiento hasta la temperatura M_s y a una temperatura de acabado de igual o mayor que la temperatura M_s .

(I-2) La conformación por prensado en caliente se realiza a una temperatura inicial de desde la temperatura de calentamiento hasta la temperatura M_s y a una temperatura de acabado de igual o menor que la temperatura M_s .

(II) Conformación por prensado en caliente de múltiples etapas (múltiples operaciones de conformación)

(II-1) La primera conformación por prensado en caliente se realiza a una temperatura inicial de desde la temperatura de calentamiento hasta la temperatura M_s , y la conformación por prensado en caliente se realiza a una temperatura de acabado de igual o mayor que la temperatura M_s .

(II-2) La primera conformación por prensado en caliente se realiza a una temperatura inicial de desde la temperatura de calentamiento hasta la temperatura M_s , y la conformación por prensado en caliente se realiza a una temperatura de acabado de igual o menor que la temperatura M_s .

La conformación por prensado en caliente, cuando se realiza varias veces, puede incluir además un proceso de recalentamiento y/o un proceso de mantenimiento de temperatura entre dos procesos de conformación por prensado. Sin embargo, la conformación por prensado en caliente se realiza preferentemente sin recalentamiento ni mantenimiento de temperatura de manera que los todos los procesos de conformación por prensado en caliente se realizan a temperaturas iniciales iguales o mayores que la temperatura M_s . Esto se prefiere desde los puntos de vista de productividad, coste de instalación, y coste energético.

La velocidad de enfriamiento desde la temperatura de calentamiento hacia abajo hasta la [(temperatura M_s) - 150 °C] no es crítica. Normalmente, el enfriamiento se puede realizar a partir de la temperatura de calentamiento hacia abajo hasta la [(temperatura M_s) - 150 °C] a una tasa de enfriamiento media de 2 °C/s o más (más preferentemente de 5 °C/s o más). El enfriamiento a una velocidad de enfriamiento dentro de un intervalo de este tipo contribuye a la conformación de martensita en un intervalo de temperatura aguas abajo igual o menor que la temperatura M_s mientras que se evita aproximadamente la conformación de otras fases tales como ferrita y bainita. Esto puede dar fácilmente un miembro de alta resistencia. La velocidad de enfriamiento no es crítica en el límite superior y puede ser de aproximadamente 500 °C/s o menos, y preferentemente de 200 °C/s o menos tomando en consideración el funcionamiento real. Por ejemplo, la velocidad de enfriamiento media se puede controlar para ser de 2 °C/s a 10 °C/s.

La velocidad de enfriamiento se puede controlar por cualquier combinación de condiciones tipificadas como sigue:

- el tiempo de la recuperación de la preforma del horno de calentamiento hasta el inicio de la conformación por prensado en caliente (tasa después del enfriamiento normalmente por transferencia);
- 5 – el tiempo de contacto total con las herramientas de conformación por prensado después de la conformación por prensado en caliente, donde el tiempo de contacto total viene dado multiplicando el tiempo de contacto por proceso por el número de procesos de conformación;
- las condiciones de enfriamiento (por ejemplo, enfriamiento natural o enfriamiento por viento forzado) entre dos procesos de conformación adyacentes cuando la conformación por prensado se realiza varias veces; y
- 10 – las condiciones de enfriamiento (por ejemplo, enfriamiento natural o enfriamiento por viento forzado) después de acabar la conformación por prensado (después de la liberación de la herramienta). En particular, es eficaz para determinar un tiempo de contacto más largo con las herramientas de conformación por prensado a fin de aumentar la velocidad de enfriamiento a una temperatura de igual o mayor que la [(temperatura Ms) - 150 °C]. Estas condiciones de enfriamiento se pueden estimar previamente normalmente por simulación.

15 (iii) El enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se realiza de manera que un parámetro de revenido (λ) como se especifica por la Expresión (1) sea de 7100 a 8030, donde la Expresión (1) se expresa como sigue:

20 [Ec. 3]

$$\lambda = 293 \times \left\{ \log \left(\frac{\sum_{n=1}^{5000} t_n'}{3600} \right) + 20 \right\} - 430 \times [\text{Si}] \quad \dots (1)$$

25 donde λ representa el parámetro de revenido; [Si] representa el contenido (en porcentaje en masa) de Si en el acero; y t_n' representa un valor tal como se especifica por la Expresión (2), en adelante los símbolos son como se han definido anteriormente,

[Ec. 4]

$$t_n' = 3600 \times 10^{\left\{ \frac{T_{n-1} + 273}{293} \times \left(\log \frac{t_n - t_{n-1}}{3600} + 20 \right) - 20 \right\}} \quad \dots (2)$$

30 donde t_n representa un "n-tésimo" tiempo (en segundos) cuando un tiempo total de enfriamiento de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se divide en 5000 partes iguales; T_n representa una temperatura (°C) en el n-ésimo tiempo t_n , donde t_0 es 0 segundos, y T_0 es la [(temperatura Ms) - 150 °C]; y $10^{\{ \}}$ representa la potencia $\{ \}$ -ésimo de 10, de aquí en adelante los símbolos son como se han definido anteriormente.

35 De acuerdo con la presente invención, el enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se controla de manera que un parámetro de revenido (λ) como se especifica por la Expresión (1) sea de 7100 a 8030. El parámetro de revenido (λ) es de aquí en adelante también referido simplemente como "parámetro λ ".

40 Como derivar el parámetro λ se describirá inicialmente.

45 La Expresión (1) se deriva en base a la Expresión (3). La Expresión (3) se describe normalmente en "Tekko Zairyo" (editado por el Instituto Japonés de metales y materiales) y se utiliza generalmente para la especificación del parámetro de revenido (λ_g). Basándose en la Expresión (3), la dureza de un acero martensítico tras mantenimiento isotérmico a una temperatura T [K] durante un tiempo t [h] se puede presumir. Los materiales que tienen un λ_g idéntico tal como se especifica por la Expresión (3) tienen una dureza idéntica como resultado de un tratamiento térmico a cualquier temperatura durante cualquier momento. En el caso de materiales de acero, la constante C se puede establecer a 20. La Expresión (3) se expresa como sigue:

$$\lambda_g = T \times (\log t + C) \quad (3)$$

La Expresión (3) se expresa en el supuesto de que la pieza de trabajo se realice isotérmicamente, como se ha mencionado anteriormente. Por el contrario, una pieza (producto conformado) después de la conformación por prensado en caliente se enfría generalmente de forma forzada con un refrigerante tal como herramientas, aire, o agua, y el enfriamiento de la misma se representa como un enfriamiento continuo como se ilustra en la Figura 8(a). La Expresión (3) definida en el supuesto de mantenimiento isotérmico no es aplicable a esto sin modificación.

La Expresión (3) se modifica, por tanto, como sigue de modo que se pueda aplicar a un proceso de enfriamiento continuo del producto conformado después de la conformación por prensado en caliente.

La modificación (mejora) se realiza basándose en las siguientes consideraciones. Inicialmente, la curva de enfriamiento se divide en micro-tiempos a intervalos idénticos y se aproxima a un conjunto de tratamientos térmicos de mantenimiento isotérmico de micro-tiempo, como se ilustra en la Figura 8(a). Los mantenimientos isotérmicos a temperaturas T1, T2, y T3 durante un período de micro-tiempo Δt como se ejemplifica en la Figura 8(a) se convierten, respectivamente, en periodos de tiempo t1', t2', y t3' a una cierta temperatura base Tb como se ilustra en la Figura 8(b). Los periodos de tiempo convertidos se suman para dar un tiempo convertido total y la expresión base se aplica al mantenimiento isotérmico asumido a la temperatura base Tb durante todo el tiempo convertida [t1' + t2' + t3'].

A continuación, cómo derivar específicamente la expresión modificada se describirá con referencia a las Figuras 8(a) y 8(b) como una realización.

Como se ilustra en la Figura 8(a), la curva de enfriamiento se aproxima a tres procesos de mantenimiento isotérmico. Específicamente, mantenimiento isotérmico se realiza a T1 (K) en un periodo de tiempo Δt de t0 a t1; se realiza a T2 (K) en un periodo de tiempo Δt de t1 a t2; y se realiza a T3 (K) en un periodo de tiempo Δt de t2 a t3. Los procesos de mantenimiento isotérmico se convierten respectivamente en tratamientos de calor a la temperatura de base Tb (K) durante ciertos periodos de tiempo t1', t2', y t3'. Específicamente, un proceso de mantenimiento isotérmico a una temperatura mayor que la temperatura base Tb se convierte en un tratamiento térmico durante un período de tiempo más largo; mientras que un proceso de mantenimiento isotérmico a una temperatura inferior a la temperatura base Tb se convierte en un tratamiento térmico durante un período de tiempo más corto.

Normalmente, cuando el mantenimiento isotérmico se realiza a T1 (K) en el periodo de tiempo Δt de t0 a t1, este proceso de mantenimiento isotérmico se puede convertir en un tratamiento térmico a la temperatura base Tb (K) durante un periodo de tiempo t1' tal como se especifica por y se deriva de las Expresiones (4) a (6):

$$T_1 \times (\log \Delta t + C) = T_b \times (\log t_1' + C) \quad (4)$$

[Ec. 5]

$$\log t_1' = \frac{T_1}{T_b} \times (\log \Delta t + C) - C \quad \dots (5)$$

[Ec. 6]

$$t_1' = 10^{\left\{ \frac{T_1}{T_b} \times (\log \Delta t + C) - C \right\}} \quad \dots (6)$$

Los períodos de tiempo t2' y t3' se determinan de una manera similar, y los períodos de tiempo convertidos t1', t2', y t3' se resumen, y la suma total se sustituye en la Expresión (3) para dar Expresión (7):

$$\lambda = T_b \times \{\log(t_1' + t_2' + t_3') + C\} \quad (7)$$

La Expresión (7) y la Expresión (6) se generalizan para dar respectivamente la Expresión (8) y la Expresión (9):

$$\lambda = T_b \times \{\log(\sum t_n') + C\} \quad (8)$$

donde t_n' es un valor de acuerdo con lo especificado por la Expresión (9):

[Ec. 7]

$$t_n' = 10^{\left\{ \frac{T_n}{T_b} \times (\log \Delta t + C) - C \right\}} \dots (9)$$

A este respecto, la temperatura de medición y el tiempo de medición son, respectivamente, en "grado en la escala Celsius (°C)" y en "segundos (s)". En contraste, la temperatura y el tiempo en la Expresión (9) como se deriva de la expresión base se indican, respectivamente, en "escala Kelvin (K)" y en "horas (h)". Los sistemas de unidades en la Expresión (9) se convierten, respectivamente, en grado en la escala Celsius (°C) y en segundo (s, segundo). La temperatura base T_b puede ser cualquier temperatura, pero se define aquí como 20 °C. La constante C se define como 20, un valor que se utiliza generalmente en los materiales de acero. Los sistemas de unidades se convierten, y la temperatura base T_b de 20 °C y la constante C de 20 se sustituyen en la Expresión (9) para dar la Expresión (10):

[EC. 8]

$$t_n' = 3600 \times 10^{\left\{ \frac{T_n + 273}{293} \times \left(\log \frac{\Delta t}{3600} + 20 \right) - 20 \right\}} \dots (10)$$

Además, el cálculo de acuerdo con la Expresión (8) se realiza mediante la división de todo el proceso de enfriamiento en 5000 partes. El número "n" toma, por tanto, un valor de 1 a 5000. La temperatura especificada por la [(temperatura Ms) - 150 °C] se define como un punto de partida. En consecuencia, t_0 es 0 (s), T_0 es la [(temperatura Ms) 150 °C], y Δt es $[t_n - t_{n-1}]$. Estas condiciones (parámetros) se sustituyen en la Expresión (8) y la Expresión (10) para dar respectivamente la Expresión (11) y la Expresión (2):

(Ec. 9)

$$\lambda = 293 \times \left\{ \log \left(\frac{\sum_{n=1}^{5000} t_n'}{3600} \right) + 20 \right\} \dots (11)$$

donde t_n' es tal como se especifica por la Expresión (2):
[Ec. 10]

35

$$t_n' = 3600 \times 10^{\left\{ \frac{T_{n-1} + 273}{293} \times \left(\log \frac{t_n - t_{n-1}}{3600} + 20 \right) - 20 \right\}} \dots (2)$$

A continuación, la Expresión (11) se modifica en una expresión que toma en consideración la resistencia al reblandecimiento por revenido debido a la adición de Si. El parámetro de revenido (λ_g) en la expresión base, la Expresión (3), no se ve afectado por la variación de la composición química. En contraste, el silicio (Si) aumenta eficazmente la resistencia al reblandecimiento por revenido, y el parámetro de revenido se vuelve aparentemente más pequeño, con un contenido de Si en aumento. Específicamente, Si afecta el parámetro de revenido. El parámetro de revenido utilizado en la presente memoria se calcula mientras define la temperatura específica [(temperatura Ms) - 150 °C] como el punto de partida (T_0) donde la temperatura específica se determina por las composiciones químicas del acero. El parámetro de revenido se puede adaptar, por tanto, a las variaciones de composiciones químicas dentro de los intervalos específicos. Sin embargo, la expresión para la temperatura Ms carece de la expresión de contenido de Si, y se añade la expresión de contenido de Si. El parámetro de revenido disminuye aparentemente con un contenido de Si en aumento como se ha descrito anteriormente, y la expresión signo de menos (negativo) en consideración del contenido de Si se añade a la Expresión (11) para dar la Expresión (1). El contenido de Si en la Expresión (1) tiene un coeficiente de 430, donde el coeficiente se ha determinado experimentalmente. La Expresión (1) se expresa como sigue:
[Ec. 11]

$$\lambda = 293 \times \left\{ \log \left(\frac{\sum_{n=1}^{5000} t_n'}{3600} \right) + 20 \right\} - 430 \times [\text{Si}] \dots (1)$$

donde t_n' es tal como se especifica por la Expresión (2):
[Ec. 12]

$$t_n' = 3600 \times 10^{\left\{ \frac{T_{n-1} + 273}{293} \times \left(\log \frac{t_n - t_{n-1}}{3600} + 20 \right) - 20 \right\}} \dots (2)$$

El parámetro de revenido se puede determinar también mediante la determinación de parámetros de revenido de micro-tiempos uno por uno, y sumando los parámetros de revenido determinados. Sin embargo, λ_g tal como se especifica por la expresión base, la Expresión (3), se define con el fin de determinar un parámetro en un único proceso de tratamiento térmico. Si los parámetros obtenidos en dos o más procesos se suman para dar un valor, el valor resultante puede llegar a ser anormal (extremadamente alto) y no cumple con el parámetro en la operación real.

El enfriamiento en la presente memoria se realiza de manera que el parámetro λ como se especifica por la expresión definida anteriormente sea 7100 o más. El parámetro λ de 7100 corresponde al enfriamiento en el intervalo de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C a una velocidad de enfriamiento de aproximadamente 20 °C/s (tiempo de mantenimiento en las herramientas de 10 segundos). El enfriamiento, si se realiza en un parámetro λ de menos de 7.100, puede requerir un tiempo de mantenimiento largo en las herramientas lo que causa baja productividad, difiriendo poco de los métodos convencionales. El parámetro λ es preferentemente 7300 o más, y más preferentemente 7500 o más. En contraste, el enfriamiento, si se realiza en un parámetro λ de mayor que 8030, puede fallar para permitir que el miembro de acero tenga el equilibrio fuerza-ductilidad deseado. Para evitar esto, el enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se puede realizar de manera que el parámetro λ sea de 8030 o menos.

El enfriamiento en la presente memoria a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C solo tiene que realizarse de manera que el parámetro λ caiga dentro del intervalo específico, y se puede realizar por cualquier procedimiento específico no limitado. El procedimiento de enfriamiento se ejemplifica por el enfriamiento por viento forzado y

enfriamiento natural. El proceso de enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se puede realizar a una velocidad de enfriamiento idéntica (constante) o a una velocidad de enfriamiento que varía de acuerdo con los intervalos de temperatura, siempre y cuando el parámetro (λ) caiga dentro del intervalo. El método de fabricación puede incluir además un proceso de mantenimiento isotérmico y/o un proceso de recalentamiento a la mitad del enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C, siempre que el parámetro (λ) caiga dentro del intervalo. Cuando el método incluye el proceso de mantenimiento isotérmico, la pieza de trabajo puede, por ejemplo, mantenerse en un horno de mantenimiento y enfriarse después por el procedimiento de enfriamiento.

En una realización de enfriamiento realizada para que el parámetro λ caiga dentro del intervalo, la pieza de trabajo se puede enfriar a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C a una velocidad de enfriamiento media de 5 °C/s a 20 °C/s.

En la presente memoria, el enfriamiento se realiza a una velocidad de enfriamiento media de 20 °C/s o menos. El enfriamiento, si se realiza en una velocidad de enfriamiento media mayor que 20 °C/s, puede requerir un tiempo de mantenimiento largo en las herramientas lo que causa una mala productividad, lo que difiere poco de los métodos convencionales. La velocidad de enfriamiento media es más preferentemente de 15 °C/s o menos. En contraste, el enfriamiento, si se realiza en una velocidad de enfriamiento media excesivamente baja, puede fallar en permitir que el miembro de acero tenga el equilibrio fuerza-ductilidad deseado. Para evitar esto, la velocidad de enfriamiento media es preferentemente de 5 °C/s o más, y más preferentemente de 10 °C/s o más.

El enfriamiento desde 80 °C hasta la temperatura ambiente se puede realizar a cualquier velocidad de enfriamiento no crítica. Normalmente, el enfriamiento puede realizarse por enfriamiento natural.

Revenido después de la conformación por prensado en caliente

El método puede incluir además, después de la conformación por prensado en caliente, un revenido a una temperatura de 100 °C a inferior a 600 °C. La preforma (también el miembro de acero resultante) tiene un sistema de composición química específico como se mencionado más adelante y puede, por tanto, someterse a ajuste de la fuerza por el revenido sin perjudicar el equilibrio de fuerza-ductilidad (TS x equilibrio EL). Para suficientes efectos de revenido, el revenido se realiza preferentemente a una temperatura de 100 °C o superior, y más preferentemente 200 °C o superior. En contraste, el revenido, si se realiza a una temperatura de 600 °C o superior, puede fallar en permitir que el miembro de acero tenga una alta tensión de fluencia (YS). Para evitar esto, el revenido, cuando se emplea, se realiza preferentemente a una temperatura inferior a 600 °C, y más preferentemente 300 °C o inferior. El revenido se puede realizar durante un tiempo (tiempo de mantenimiento a la temperatura de revenido) de 60 minutos o menos para controlar los costes.

Preforma (lámina de acero) para su uso en la conformación por prensado en caliente

A continuación, la preforma (lámina de acero) para su uso en la conformación por prensado en caliente se ilustrará. Inicialmente, el espacio en blanco para su uso en el método de fabricación tiene una composición química como sigue.

Composición química de la preforma

Carbono (C): del 0,15 % al 0,4 %

Para permitir que el miembro de acero tenga una resistencia a la tracción de 980 MPa o más, el contenido de carbono puede ser del 0,15 % o más, preferentemente del 0,17 % o más, y más preferentemente del 0,20 % o más. En contraste, en consideración de la capacidad de soldadura del miembro resultante, el contenido de carbono puede ser del 0,4 % o menos, preferentemente del 0,30 % o menos, y más preferentemente del 0,26 % o menos en términos del límite superior.

Silicio (Si): mayor que el 1,0 % al 1,65 %

El silicio (Si) aumenta esencialmente la resistencia al reblandecimiento por revenido y asegura altas resistencias (para asegurar un excelente equilibrio resistencia-ductilidad). El Si ofrece también efectivamente mejor ductilidad en los cordones de soldadura después de que el miembro se ha sometido a soldadura. El Si es también eficaz para garantizar una excelente resistencia a la fractura retardada. Para tener tales efectos suficientemente, el contenido de Si se puede controlar para ser mayor que el 1,0 %, preferentemente del 1,1 % o más, y más preferentemente del 1,2 % o más. En contraste, el Si, si está contenido en exceso, puede causar la aparición significativa de oxidación interna (oxidación de límite de grano) en el proceso de laminación en caliente y puede hacer que el proceso de lavado con ácido posterior proceda a una velocidad significativamente baja, resultando en una productividad inferior. Para evitar esto, el contenido de Si se puede controlar para ser el 1,65 % o menos, preferentemente el 1,45 % o menos, y más preferentemente el 1,35 % o menos.

Aluminio (Al): un 0,5 % o menos (excluyendo el 0 %)

El aluminio (Al) se utiliza para la desoxidación, y, para este fin, el contenido de Al es preferentemente 0,01 % o más. En contraste, el Al, si está contenido en un contenido excesivamente alto, puede provocar que la temperatura A_{c3} se eleve, y esto puede requerir una temperatura de calentamiento superior a la conformación por prensado en caliente, lo que da como resultado una eficacia de producción inferior. Para evitar esto, el contenido de Al se puede controlar para ser el 0,5 % o menos, preferentemente el 0,20 % o menos, más preferentemente el 0,10 % o menos, y además preferentemente el 0,050 % o menos.

10 Manganeso (Mn): del 1 % al 3,5 %

El manganeso (Mn) es necesario para permitir que la lámina de acero tenga una mejor capacidad de endurecimiento para ofrecer de este modo un miembro con altas resistencias. Desde el punto de vista, el contenido de Mn se puede controlar para ser el 1 % o más, preferentemente el 1,5 % o más, más preferentemente el 1,8 % o más, y además preferentemente el 2,0 % o más. Sin embargo, el Mn, si está contenido en un contenido de más del 3,5 %, puede exhibir efectos saturados y causar aumento del coste. Para evitar esto, el contenido de Mn se controla en la presente memoria para ser el 3,5 % o menos, preferentemente el 3,0 % o menos, y más preferentemente el 2,8 % o menos.

20 Titanio (Ti): un 0,10 % o menos (excluyendo el 0 %)

El titanio (Ti) fija el nitrógeno (N) como TiN, permite el boro (B) como un soluto, y de ese modo garantiza efectivamente la capacidad de endurecimiento. Desde el punto de vista, el contenido de Ti es preferentemente del 0,015 % o más, y más preferentemente el 0,020 % o más. En contraste, el Ti, si está contenida en un contenido excesivamente alto, puede provocar que el material de lámina de acero (preforma) tenga resistencias más altas de lo necesario y causar vidas más cortas de las herramientas de corte perforante, lo que da como resultado un aumento del coste. Para evitar esto, el contenido de Ti se puede controlar para ser el 0,10 % o menos, preferentemente el 0,06 % o menos, y más preferentemente el 0,04 % o menos.

30 Boro (B): un 0,005 % o menos (excluyendo el 0 %)

El boro (B) permite que el acero tenga una mejor capacidad de endurecimiento y tenga altas resistencias incluso sometido a enfriamiento lento y es necesario. Para tener los efectos, el boro puede estar contenido en un contenido de, preferentemente, un 0,0003 % o más, más preferentemente un 0,0015 % o más, y además preferentemente un 0,0020 % o más. En contraste, el boro, si está contenido en exceso, puede formar nitruro de boro (BN) en exceso para producir el deterioro de la tenacidad. Para evitar esto, el contenido de boro se puede controlar para ser el 0,005 % o menos, preferentemente el 0,0040 % o menos, y más preferentemente el 0,0035 % o menos.

El acero (la preforma, también el miembro de acero) en la presente memoria tiene la composición química anterior, e incluyendo el resto hierro e impurezas inevitables, tales como P, S, N, O, As, Sb, y Sn. El contenido de tales impurezas inevitables, fósforo (P) y azufre (S) se controlan cada una para ser el 0,02 % o menos. El nitrógeno (N), si está contenido en un contenido excesivamente alto, puede causar deterioro de la tenacidad después de la conformación en caliente y/o deterioro de la soldabilidad. Para evitar esto, el contenido de nitrógeno se controla para ser el 0,01 % o menos. El oxígeno (O) causa defectos superficiales. Para evitar esto, el contenido de oxígeno se controla preferentemente para ser el 0,001 % o menos.

El acero contiene opcionalmente uno o más de los siguientes elementos adicionales dentro de intervalos que no afectan negativamente a los efectos ventajosos de la presente invención.

50 Cromo (Cr): un 5 % o menos (excluyendo el 0 %)

El cromo (Cr) permite efectivamente que la lámina de acero tenga una mejor capacidad de endurecimiento y tenga seguramente una excelente resistencia a la oxidación. Específicamente, la lámina de acero se vuelve resistente a la generación de escala tras el calentamiento antes de la conformación por prensado. Para tener estos efectos, el Cr puede estar contenido en un contenido de, preferentemente, el 0,01 % o más, y más preferentemente del 0,1 % o más. Sin embargo, el Cr, si está contenido en exceso, puede tener efectos saturados y causar un aumento de costes. Para evitar esto, el contenido de Cr se puede controlar en el límite superior de preferentemente el 5 %, más preferentemente el 3,5 % o menos, y además preferentemente del 2,5 % o menos.

60 Al menos un elemento seleccionado del grupo que consiste en níquel (Ni) y cobre (Cu): contenido total del 0,5 % o menos (excluyendo el 0 %)

El níquel (Ni) y cobre (Cu) permiten efectivamente que la lámina de acero tenga una mejor capacidad de endurecimiento y permiten que el producto conformado tenga una mejor resistencia a la fractura retardada y una mejor resistencia a la oxidación. Para tener estos efectos, al menos uno de los elementos puede estar contenido en un contenido total de preferentemente el 0,01 % o más, y más preferentemente el 0,1 % o más. Sin embargo, los

elementos, si están contenidos en exceso, pueden causar defectos superficiales tras la fabricación de lámina de acero. Esto puede dar como resultado propiedades de lavado ácido de calidad inferior y una productividad inferior. Para evitar esto, el contenido total de estos elementos es preferentemente del 0,5 % o menos, y más preferentemente del 0,3 % o menos.

5 Molibdeno (Mo): un 1 % o menos (excluyendo el 0 %)

10 El molibdeno (Mo) permite efectivamente que la lámina de acero tenga una mejor capacidad de endurecimiento. La lámina de acero, cuando contiene este elemento, se espera que permita que el producto conformado tenga una variación de dureza reducida (para ser menos no uniforme en dureza). Para tener estos efectos, el elemento puede estar contenido en un contenido de, preferentemente, 0,01 % o más, y más preferentemente de 0,1 % o más. Sin embargo, Mo, si está contenido en exceso, puede tener efectos saturados y causar un aumento de los costes. Para evitar esto, el contenido de Mo se controla en su límite superior para ser preferentemente un 1 %, más preferentemente un 0,8 % o menos, y además preferentemente un 0,5 % o menos.

15 Niobio (Nb): un 0,1 % o menos (excluyendo el 0 %)

20 El niobio (Nb) refina eficazmente la microestructura y contribuye a una mejor tenacidad. El Nb, cuando está contenido, puede estar en un contenido de preferentemente el 0,005 % o más, y más preferentemente del 0,01 % o más. En contraste, el Nb, si está contenido en exceso, puede hacer que la lámina de acero de material (preforma) tenga resistencias excesivamente altas, y esto puede reducir la vida de las herramientas utilizadas en un proceso de preformado y causar un aumento de los costes, donde el proceso de preformado es el proceso de cortar normalmente la preforma en una forma predeterminada antes de su conformación por prensado en caliente. Para evitar esto, el contenido de Nb se puede controlar para ser preferentemente del 0,1 % o menos, y más preferentemente del 0,05 % o menos.

Método de fabricación de la preforma

30 Tal preforma que tiene una composición química que cumple con las condiciones se puede fabricar por cualquier método no limitado. La preforma puede, por ejemplo, fabricarse mediante realizando una fundición, calentamiento, laminación en caliente, lavado con ácido adicional, laminación en frío, y, según sea necesario, recocido, cada uno de acuerdo con un procedimiento común. La lámina de acero laminada en caliente resultante o lámina de acero laminada en frío se puede someter adicionalmente a revestimiento (por ejemplo, revestimiento que contiene zinc). Específicamente, se pueden utilizar láminas de acero revestidas (por ejemplo, láminas de acero galvanizadas); y láminas de acero galvanizadas por inmersión en caliente que se obtienen mediante la aleación adicional de las láminas de acero revestidas.

Miembro de acero conformado por prensado en caliente

40 El miembro de acero conformado por prensado en caliente obtenido por el método de acuerdo con la presente invención tiene una composición química idéntica a la de la preforma (lámina de acero) utilizada. El miembro de acero no se limita en microestructura. La microestructura del miembro de acero se ejemplifica por una que incluye una sola fase de martensita; y una que incluye martensita como una matriz y que incluye además austenita retenida (y retenido) en un contenido de 2 por ciento en volumen o más, preferentemente 3 por ciento en volumen o más, y más preferentemente 5 por ciento en volumen o más, con respecto a toda la microestructura. El miembro de acero que contiene y retenido en un contenido del 2 por ciento en volumen o más puede sobresalir en alargamiento a la tracción (ductilidad), resistencia al impacto, y resistencia a la fractura retardada, como se ha descrito anteriormente.

50 El miembro de acero puede incluir, como la microestructura del acero, el y retenido con el resto incluyendo aproximadamente las fases de transformación a baja temperatura, tales como martensita, martensita templada, bainita y ferrita bainítica. El término "aproximadamente" se refiere a que el miembro de acero puede incluir fases de ferrita y otras de transformación que se forman a una temperatura igual o mayor que la temperatura Ms, como fases que se forman inevitablemente en el proceso de fabricación.

55 El miembro de acero resultante se puede someter a corte (mecanizado), tales como el recorte y/o perforación para ofrecer, por ejemplo, una pieza de automóvil de acero.

60 El miembro de acero se puede utilizar como una pieza de automóvil de acero intacta o con un trabajo (procesamiento) como se ha mencionado anteriormente. La pieza de automóvil de acero se ejemplifica por barras de impacto, parachoques, refuerzos, y columnas centrales.

Ejemplos

65 La presente invención se ilustrará con más detalle con referencia a varios ejemplos (ejemplos experimentales) a continuación. Cabe señalar, sin embargo, que los ejemplos de ninguna manera pretenden limitar el alcance de la invención.

Ejemplo Experimental 1

Las láminas de acero que tienen composiciones químicas que se indican en la Tabla 1 (con el resto incluyendo hierro e impurezas inevitables) se prepararon como preformas. Las láminas de acero tenían dimensionalmente un espesor de 1,4 mm, una anchura de 190,5 mm, y una longitud de 400 mm. Las láminas de acero se sometieron a la conformación por prensado en caliente como conformación por prensado de acuerdo con el procedimiento ilustrado en la Figura 9. La conformación por prensado en caliente es en lo sucesivo denominada también simplemente como "conformación por prensado" o "prensado". La Tabla 1 indica también las temperaturas A_{c3} y las temperaturas M_s de acuerdo con los cálculos de las expresiones. Los cálculos de acuerdo con las expresiones para las temperaturas A_{c3} y las temperaturas M_s se realizaron mientras se define el contenido de un elemento no contenida como cero.

Cada muestra en el Ejemplo Experimental 1 se fabricó bajo las siguientes condiciones. En concreto, la preforma se calentó a 900 °C (temperatura de calentamiento) durante 6 minutos y se sometió a la conformación por prensado en caliente a una temperatura inicial de desde 800 °C a 700 °C. Durante el proceso de calentamiento de la lámina de acero (preforma) hasta la temperatura de calentamiento, la lámina de acero se calentó en el intervalo de 100 °C hasta la temperatura de calentamiento a una tasa media de aumento de temperatura de aproximadamente 10 °C/s. La lámina de acero se enfrió desde la temperatura de calentamiento hasta la [(temperatura M_s) - 150 °C] a una tasa de enfriamiento media de 10 a 30 °C/s.

La conformación por prensado en caliente se realizó como conformación por prensado (flexión (forma) utilizando una almohadilla primaria) como se ilustra en la Figura 1 mediante una máquina de prensado (prensa mecánica de 400 toneladas) para dar un miembro de acero con canal de perfil omega ilustrado en la Figura 10. La almohadilla primaria emplea, como una fuente de presión, una fuerza de resorte que tiene de aproximadamente 1 tonelada.

La Figura 1 ilustra el proceso de conformación. La Figura 1 ilustra un troquel 1, una matriz 2, una almohadilla primaria 3, una lámina de acero (preforma) 4, y un pasador (pasador flotante con resorte integrado) 5.

Como se ilustra en la Figura 1(a), los pasadores con resorte integrado 5 se colocan en las herramientas (matriz 2 y almohadilla primaria 3), y la preforma 4 recuperada del horno de calentamiento se coloca una vez en los pasadores 5. Esto se realiza con el fin de minimizar el contacto entre la preforma 4 y las herramientas (matriz 2 y almohadilla primaria 3) antes del inicio de la conformación por prensado.

La Figura 1(b) ilustra un estado durante la conformación, es decir, un estado durante la depresión del troquel 1. La Figura 1(c) ilustra un estado donde el troquel 1 se presiona hacia abajo y alcanza el centro muerto inferior (posición límite inferior).

Como en la Tabla 2 antes mencionada, el Ensayo n°. 16 fue sometido a conformación por prensado tres veces, y los Ensayos n°. 17 y 18 fueron sometidos a conformación por prensado cuatro veces.

Los ensayos n°. 1 a 7 y 10 a 51 en las Tablas 2 y 3 se realizaron en las herramientas durante un tiempo (tiempo de contacto de la herramienta, tiempo de mantenimiento en el centro muerto inferior) de aproximadamente 0,8 a aproximadamente 7 segundos como en la Figura 9. Entre los mismos, los ensayos n°. 3, 4, y 19 en la Tabla 2 se realizaron en las herramientas para un tiempo de aproximadamente 7 segundos.

Después de la conformación por prensado en caliente, se realizó un enfriamiento a temperatura ambiente como se ilustra en la Figura 9. Específicamente, después de la conformación por prensado, los ensayos n°. 1, 2, 11 a 14, 17, 18, y 20 a 51 en las Tablas 2 y 3 se enfriaron por enfriamiento por viento forzado; mientras que los ensayos n°. 10, 15, y 16 en la Tabla 2 se enfriaron por enfriamiento natural. Después de la conformación en caliente, los ensayos n°. 5 a 7 en la Tabla 2 se realizaron en un horno de mantenimiento durante 6 minutos y luego se enfriaron de forma natural. En contraste, los ensayos n°. 3, 4, y 19 en la Tabla 2 se enfriaron de forma natural después de la conformación por prensado. Los ensayos n°. 8 y 9 en la Tabla 2 se enfriaron también de forma natural después de la conformación por prensado.

Como se ilustra en la Figura 11, se incorporaron termopares en las posiciones que corresponden a las partes centrales de la parte superior y la pared vertical del miembro de acero resultante para medir el histórico de temperatura de la lámina de acero durante la fabricación de miembro de acero. Las temperaturas medidas en las dos posiciones fueron aproximadamente idénticas.

Un tiempo de enfriamiento a partir de la [(temperatura M_s) - 150 °C] a 80 °C se leyó a partir del histórico de temperatura medida para calcular una velocidad de enfriamiento media y un parámetro de revenido (λ) como se indica en las Tablas 2 y 3. Específicamente, el parámetro de revenido se calculó mientras se define t_0 como 0 (segundos) y T_0 como [M_s -150 °C] como puntos de partida, y el establecimiento del histórico de enfriamiento medido a partir de la [(temperatura M_s) - 150 °C] a 80 °C y el contenido de Si. Una temperatura de liberación de herramienta final indicada en las Tablas 2 y 3 se determinó basándose en las temperaturas indicadas por los termopares y las posiciones de las herramientas en ese momento. En este Ejemplo Experimental, la temperatura de liberación de herramienta final corresponde a la temperatura de acabado de la conformación por prensado en caliente final.

Los miembros de acero así obtenidos (miembros conformados) fueron cada uno sometido a un ensayo de tracción y evaluación de productividad por los siguientes métodos. Cada uno de los miembros de acero preparados incluía una sola fase de martensita como una microestructura.

5 Ensayo de tracción

10 A partir de una porción de la parte conformada (miembro de acero), una muestra de ensayo JIS nº. 5 se cortó como una muestra de ensayo de tracción, como se ilustra en la Figura 12. La muestra de ensayo se sometió al ensayo de tracción por el método prescrito en la norma JIS Z 2241 utilizando un Medido de Tracción Autógrafo AG-IS 250kN (Shimadzu Corporation) para medir un límite elástico (YS), una resistencia a la tracción (TS), y un alargamiento (EL). La prueba se realizó a una velocidad de deformación de 10 mm/min. Basándose en los datos, el producto (TS x EL; MPa • %) de la resistencia a la tracción TS y el alargamiento EL se determinó.

15 **Evaluación de la productividad**

20 La productividad se evaluó durante la duración del tiempo de mantenimiento en la herramienta, cuando el mantenimiento en la herramienta es una etapa determinante de la velocidad en el proceso de conformación por prensado en caliente. Una muestra sometida al mantenimiento en la herramienta durante un tiempo de 10 segundos o más se evaluó como siendo equivalente a técnicas convencionales y como teniendo una baja productividad (x); mientras que una muestra sometida al mantenimiento en la herramienta durante un tiempo de menos de 10 segundos se evaluó como teniendo una buena productividad (o).

Estos resultados se indican en las Tablas 2 y 3.

[Tabla 1]

Código preforma	Composición química de la preforma [en porcentaje en masa] con el resto incluyendo hierro e impurezas inevitables											Ac3	MS [°C]	Tipo preforma			
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	B	N	Cu				Ni	Mo	Nb
A	0,216	1,21	2,19	0,009	0,001	0,40	0,18	0,22	0,0020	0,0040	-	-	-	-	-	Como laminadas en frío	
B	0,225	1,12	1,17	0,009	0,001	0,040	0,0021	0,020	0,0021	0,0039	-	-	-	-	857	413	Como laminadas en frío
C	0,214	1,30	2,28	0,010	0,003	0,036	0,12	0,021	0,0015	0,0055	-	-	-	-	834	382	Como laminadas en frío
Re	0,218	1,31	2,05	0,009	0,003	0,036	0,12	0,021	0,0014	0,0041	-	-	-	-	840	388	Como laminadas en frío
Y	0,220	1,35	1,82	0,008	0,003	0,039	0,12	0,021	0,0015	0,0043	-	-	-	-	849	395	Como laminadas en frío
F	0,221	1,49	2,47	0,010	0,003	0,035	0,11	0,021	0,0013	0,0039	-	-	-	-	835	373	Como laminadas en frío
G	0,215	1,31	2,47	0,009	0,003	0,036	0,11	0,021	0,0013	0,0043	-	-	-	-	828	376	Como laminadas en frío
H	0,218	0,90	2,48	0,007	0,003	0,035	0,11	0,021	0,0013	0,0042	-	-	-	-	807	374	Como laminadas en frío
I	0,219	0,20	3,02	0,007	0,003	0,037	0,22	0,020	0,0014	0,0041	-	-	-	-	759	354	Como laminadas en frío
J	0,211	0,04	1,20	0,006	0,001	0,043	0,25	0,038	0,0038	0,0064	-	-	-	-	816	417	Como laminadas en frío
K	0,221	1,14	2,20	0,008	0,001	0,045	-	0,025	0,0020	0,0035	0,09	0,1	-	-	830	382	Como laminadas en frío
L	0,216	1,15	2,10	0,009	0,001	0,044	-	0,024	0,0018	0,0038	-	-	-	-	841	387	Como laminadas en frío
M	0,219	1,10	2,22	0,008	0,001	0,042	-	0,020	0,0018	0,0041	-	-	-	0,05	828	384	Como laminadas en frío
N	0,223	1,12	1,86	0,007	0,001	0,036	0,21	0,020	0,0020	0,0046	-	-	-	-	833	390	Como laminadas en frío
O	0,221	1,13	1,83	0,008	0,001	0,036	0,41	0,020	0,0021	0,0042	-	-	-	-	834	389	Como laminadas en frío
P	0,202	1,14	1,83	0,008	0,001	0,038	1,04	0,021	0,0024	0,0049	-	-	-	-	833	387	Como laminadas en frío
Q	0,206	1,14	1,63	0,009	0,001	0,039	1,55	0,021	0,0020	0,0049	-	-	-	-	833	383	Como laminadas en frío
R	0,207	1,12	1,42	0,009	0,001	0,038	2,02	0,021	0,0023	0,0047	-	-	-	-	833	382	Como laminadas en frío
S	0,252	1,13	1,69	0,006	0,003	0,036	-	0,020	0,0013	0,0043	-	-	-	-	835	386	Como laminadas en frío
T	0,227	1,14	1,71	0,006	0,003	0,037	-	0,021	0,0014	0,0039	-	-	-	-	840	397	Como laminadas en frío

[Tabla 2]

Número de ensayo	Código de preforma	Contenido de Si [en porcentaje en masa]	Número de conformación por prensado [número]	Temperatura de liberación de herramienta final [°C]	Temperatura Ms [°C]	Ms-150 °C [°C]	Velocidad de enfriamiento media a partir de (Ms-150 °C) a 80 °C [°C/s]	Parámetro de revenido (λ)	YS [MPa]	TS [MPa]	EL [%]	TSxEL [MPa-%]	Productividad
1	H	0,90	1	380	374	224	2,3	7735	888	1454	7,5	10901	0
2	I	0,20	1	280	354	204	1,0		1037	1528	8,2	12532	0
3	I	0,20	1	80	354	204	15,4	7301	1098	1595	7,7	12280	0
4	J	0,04	1	80	417	267	19,1	8446	905	1401	7,1	5858	0
5	C	1,30	1	380	382	232	0,4	8085	931	1354	8,0	10831	0
6	A	1,21	1	380	384	234	0,3	8237	958	1448	8,8	12745	0
7	A	1,21	1	380	384	234	0,4	8174	966	1467	8,1	11879	0
8	A	1,21	1	50	384	234	29,5	7091	1214	1731	7,8	13502	x
9	F	1,49	1	50	373	223	25,0	6773	1153	1722	7,3	12571	x
10	C	1,30	1	380	382	232	0,8	7934	864	1476	9,2	13579	0
11	C	1,30	1	380	382	232	1,2	7846	878	1502	9,7	14569	0
12	C	1,30	1	380	382	232	2,3	7705	914	1545	8,8	13596	0
13	C	1,30	1	380	382	232	7,0	7464	985	1576	9,5	14972	0
14	C	1,30	1	380	382	232	19,1	7246	970	1578	9,0	14202	0
15	A	1,21	1	600	384	234	0,8	8024	962	1533	9,2	14105	0
16	A	1,21	3	380	384	234	0,8	8024	974	1523	9,1	13862	0
17	A	1,21	4	280	384	234	1,2	7935	1012	1586	9,8	15547	0
18	A	1,21	4	80	384	234	19,0	7335	1102	1623	10,2	16552	0
19	B	1,12	1	80	413	263	19,0	7339	1053	1576	9,4	14811	0
20	K	1,14	1	380	382	232	2,3	7742	1050	1550	9,0	13950	0
21	L	1,15	1	380	387	237	2,3	7881	988	1502	9,1	13668	0
22	M	1,10	1	380	384	234	2,3	7807	1110	1582	8,9	14080	0
23	F	1,49	1	380	373	223	2,3	7465	888	1483	9,1	13555	0
24	F	1,49	1	380	373	223	6,8	7234	935	1511	9,5	14294	0
25	G	1,31	1	380	376	226	2,2	7584	824	1486	9,2	13971	0
26	G	1,31	1	380	376	226	6,7	7346	900	1510	9,3	14074	0
27	G	1,31	1	380	376	226	16,3	7157	992	1527	9,4	14295	0

Número de ensayo	Código de preforma	Contenido de Si [en porcentaje en masa]	Número de conformación por prensado [número]	Temperatura de liberación de herramienta final [°C]	Temperatura Ms [°C]	Ms-150 °C [°C]	Velocidad de enfriamiento media a partir de (Ms-150 °C) a 80 °C [°C/s]	Parámetro de revenido (λ)	YS [MPa]	TS [MPa]	EL [%]	TSxEL [MPa-%]	Productividad
28	D	1,31	1	380	383	233	7,2	7576	953	1453		13661	0
29	D	1,31	1	380	383	233	16,4	7395	999	1473	10,0	14726	0
30	E	1,35	1	380	395	245	7,1	7686	915	1431	9,5	13593	0
31	E	1,35	1	380	395	245	17,4	7485	955	1459	9,6	14006	0

* Cada prueba se realizó a una temperatura de calentamiento de 900 °C y a una temperatura inicial de conformación de 800 °C a 700 °C.
 * Cada ensayo se realizó a una tasa media de aumento de temperatura de aproximadamente 10 °C/s en el intervalo de 100 °C hasta la temperatura de calentamiento

[Tabla 3]

Número de ensayo	Código de preforma	Contenido de Si [en porcentaje en masa]	Número de conformación por prensado [número]	Temperatura de liberación de herramienta final [°C]	Temperatura [Ms [°C]	Ms-150 °C [°C]	Velocidad de enfriamiento media a partir de (Ms-150 °C) a 80 °C [°C/s]	Parámetro de revenido (λ)	YS [MPa]	TS [MPa]	EL [%]	TSxEL [MPa-%]	Productividad
32	N	1,12	1	350	390	240	1,1	8023	982	1506	9,8	14759	0
33	N	1,12	1	350	390	240	2,2	7871	999	1535	9,7	14890	0
34	N	1,12	1	350	390	240	5,6	7666	1002	1601	9,5	15210	0
35	O	1,13	1	350	389	239	0,8	8003	986	1515	9,9	4999	0
36	O	1,13	1	350	389	239	1,1	7851	1023	1624	10,0	16240	0
37	O	1,13	1	350	389	239	5,6	7647	1029	1686	9,7	16354	0
38	P	1,14	1	350	387	237	0,8	8025	923	1480	10,6	15690	0
39	Q	1,14	1	350	383	233	0,8	7960	974	1500	10,5	15753	0
40	R	1,12	1	350	382	232	0,8	7952	921	1496	10,1	15112	0
41	S	1,13	1	350	386	236	0,3	8252	934	1346	9,0	12110	0
42	S	1,13	1	350	386	236	0,4	8190	939	1432	8,7	12457	0
43	S	1,13	1	350	386	236	0,8	8013	875	1549	10,1	15643	0
44	S	1,13	1	350	386	236	2,2	7804	943	1630	9,3	15158	0
45	S	1,13	1	350	386	236	5,6	7601	974	1672	9,8	16303	0
46	S	1,13	1	350	386	236	19,0	7335	1106	1709	9,9	16836	0
47	T	1,14	1	350	397	247	0,3	8433	962	1342	9,0	12081	0
48	T	1,14	1	350	397	247	0,4	8369	985	1348	9,5	12805	0
49	T	1,14	1	350	397	247	2,2	7970	976	1535	9,0	13816	0
50	T	1,14	1	350	397	247	5,6	7767	982	1578	9,0	14201	0
51	T	1,14	1	350	397	247	19,0	7495	1064	1615	9,9	15985	0

* Cada ensayo se realizó a una temperatura de calentamiento de 900 °C y a una temperatura inicial de conformación de 800 °C a 700 °C.

* Cada ensayo se realizó a una tasa media de aumento de temperatura de aproximadamente 10 °C/s en el intervalo desde 100 °C hasta la temperatura de calentamiento

Las tablas 1 a 3 demuestran lo siguiente.

5 Cada uno de los ensayos nº. 1 a 4 tenía un contenido de Si insuficiente y no presentaron un excelente equilibrio resistencia-ductilidad. Los datos de los ensayos nº. 2 y 3 demostraron que las muestras, cuando tenían un contenido de Si insuficiente, no presentaron un equilibrio resistencia-ductilidad suficientemente alto incluso a diferentes velocidades de enfriamiento medias en el intervalo de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C. El ensayo nº. 4 presentó un parámetro λ mayor que el intervalo específico y tenía notablemente una bajo equilibrio de fuerza-ductilidad.

10 Los ensayos nº. 5 a 7 se sometieron a enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C realizados de modo que el parámetro λ era mayor que el intervalo específico y tenía un bajo equilibrio fuerza-ductilidad.

15 Los ensayos nº. 8 y 9 se sometieron a enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C realizados de modo que el parámetro λ era menor que el intervalo específico y produjo un miembro de acero con una baja productividad.

20 Los ensayos nº. 41, 42, 47, y 48 se sometieron a enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C realizados de modo que el parámetro λ era mayor que el intervalo específico y tenía un bajo equilibrio fuerza-ductilidad.

25 En contraste, los ensayos nº. 10 a 40, 43 a 46, y 49 a 51 emplearon láminas de acero con las composiciones químicas especificadas en la presente invención, se sometieron al procedimiento de fabricación de miembro de acero tal como se especifica en la presente invención, y produjeron miembros de acero con altas resistencias y un excelente equilibrio de fuerza-ductilidad con una buena productividad.

Entre los mismos, los ensayos nº. 10 a 14 emplearon una preforma idéntica, pero se sometieron a enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C a diferentes parámetros λ . Cada uno de los miembros de acero resultantes tenía un buen equilibrio de fuerza-ductilidad.

30 Los ensayos nº. 15 a 18 emplearon una preforma idéntica, pero se sometieron a conformación por prensado en diferentes números de operaciones a diferentes temperaturas de liberación de herramienta finales. Una comparación entre los datos de estos ensayos demostró que el miembro de acero resultante puede tener tanto productividad como equilibrio fuerza-ductilidad a altos niveles mediante la realización de conformación de múltiples etapas a una baja temperatura de liberación de la herramienta final.

35 **Ejemplo Experimental 2**

En el Ejemplo Experimental 2, muestras de láminas de acero se calentaron hasta la temperatura de calentamiento, y se examinó cómo la tasa media de aumento de la temperatura desde 100 °C hasta la temperatura de calentamiento afectó a las propiedades de los miembros de acero resultantes.

45 En el Ejemplo Experimental 2, cada muestra se preparó como una lámina plana de pequeño tamaño con un espesor de 1,4 mm, una anchura de 180 mm, y una longitud de 50 mm, sometida un tratamiento térmico utilizando un equipo de calentamiento eléctrico, y evaluó.

50 La lámina de acero de la Preforma "A" en la Tabla 1 se calentó hasta una temperatura de calentamiento de 900 °C. En este proceso, la lámina de acero se calentó desde 100 °C hasta la temperatura de calentamiento a diferentes tasas medias de aumento de la temperatura como se indica en la Tabla 4 a continuación. En el punto de tiempo cuando la temperatura de la muestra alcanzó la temperatura de calentamiento de 900 °C, se detuvo la fuente de alimentación, la muestra se enfrió de forma natural hasta 800 °C, se enfrió adicionalmente de manera que la velocidad de enfriamiento media desde la temperatura de calentamiento (900 °C) hasta la [(temperatura Ms) - 150 °C] fue de aproximadamente 10 °C/s, se enfrió adicionalmente a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C de modo que el parámetro de revenido (λ) fue el valor dado en la Tabla 4, y se produjo así una muestra térmicamente tratada. Otras condiciones diferentes de las mencionadas anteriormente fueron como las del Ensayo nº. 15 en la Tabla 2.

55 Una muestra de ensayo JIS nº. 5 se muestreó de la muestra térmicamente tratada resultante y se sometió a una ensayo de tracción para determinar YS, TS, EL, y TSxEL. Los resultados de estos se indican en la Tabla 4.

60

[Tabla 4]

Número de ensayo	Tasa promedio de aumento de temperatura [°C/s]	Parámetro de revenido (λ)	YS [MPa]	TS [MPa]	EL [%]	TSxEL [MPa•%]
52	4	8005	901	1467	9,3	13645
53	7	7891	954	1495	9,2	13754
54	50	8001	948	1550	9,1	14105
55	100	7998	950	1559	9,0	14031

* Cada ensayo empleó la Preforma "A".

* Cada ensayo se realizó a una temperatura de calentamiento de 900 °C y a una temperatura inicial de enfriamiento (que corresponde a la temperatura inicial de conformación) de 800 °C.

* Cada ensayo se realizó a una velocidad de enfriamiento media de aproximadamente 10 °C/s en el intervalo de la temperatura de calentamiento hasta la [(temperatura Ms) - 150 °C].

5 La Tabla 4 demuestra lo siguiente. La lámina de acero puede tener un mayor equilibrio TS x EL calentando la lámina de acero hasta la temperatura de calentamiento a una tasa media mayor de aumento de temperatura en el intervalo de temperatura de 100 °C hasta la temperatura de calentamiento. En particular, el calentamiento se realiza preferentemente a una tasa media de aumento de temperatura de 50 °C/s o más a fin de permitir que la lámina de acero tenga un buen equilibrio TS x EL de 14000 MPa • % o más.

10 Ejemplo Experimental 3

En el Ejemplo Experimental 3, las láminas de acero se prepararon mediante la conformación por prensado en caliente y se sometieron a revenido. En este proceso, se investigó cómo la temperatura de revenido afectó las propiedades mecánicas.

15 Los miembros de acero se prepararon mediante el procedimiento del Ensayo n°. 16 (temperatura de liberación de herramienta final: 380 °C) en la Tabla 2 en el Ejemplo Experimental 1, excepto que los miembros de acero preparados por la conformación por prensado en caliente se sometieron adicionalmente a revenido como se describe a continuación. El revenido se realizó de manera que los miembros de acero después de la conformación por prensado en caliente se calentaron, cada uno, hasta una temperatura de revenido dada en la Tabla 5 a una tasa media de aumento de temperatura de 40 °C/s, y se enfriaron en agua sin mantenerse a la temperatura de revenido.

25 Los miembros de acero resultantes se sometieron a ensayos de tracción por el procedimiento del Ejemplo Experimental 1 para determinar YS, TS, EL, y TS x EL. Los resultados de estos se indican en la Tabla 5. Cada muestra de ensayo tuvo un tiempo de mantenimiento en la herramienta de menos de 10 segundos en el proceso de conformación por prensado en caliente y tenía buena productividad (o).

[Tabla 5]

Número de ensayo	Temperatura de revenido [°C]	Parámetro de revenido (λ)	YS [MPa]	TS [MPa]	EL [%]	TS x EL [MPa•%]
58	200	7930	944	1576	10,0	15760
59	200	7930	895	1535	10,0	15276
60	300	7930	974	1520	10,5	15964
61	400	7930	1160	1487	10,4	15466
62	500	7930	842	1030	13,6	14005
63	600	7930	745	993	14,6	14492

* Cada ensayo empleó la preforma "A".

* Cada ensayo se realizó a una tasa media de aumento de temperatura de aproximadamente 10 °C/s en el intervalo desde 100 °C hasta la temperatura de calentamiento.

* Cada ensayo se realizó a una temperatura de calentamiento de 900 °C y a una temperatura inicial de conformación de 800 °C a 700 °C.

* Cada ensayo se realizó a una velocidad de enfriamiento media de aproximadamente 10 °C/s en el intervalo de la temperatura de calentamiento hasta la [(temperatura Ms) - 150 °C].

30 La Tabla 5 demuestra lo siguiente. Una comparación del Ensayo n°. 58 con los ensayos n°. 59 a 62 demuestra que las muestras, incluso cuando se sometieron a revenido adicional, se pueden controlar en resistencia sin tener un equilibrio TS x EL inferior. Los datos del Ensayo n°. 63 demuestran que el revenido se realiza preferentemente a una temperatura de revenido de inferior a 600 °C en términos de su límite superior a fin de proporcionar un límite elástico

deseado (800 MPa o más).

Lista de signos de referencia

5	1	troquel
	2	matriz
	3	almohadilla primaria
	4	lámina de acero (preforma)
	5	pasador
10		

REIVINDICACIONES

1. Un método para fabricar un miembro de acero conformado por prensado en caliente, comprendiendo el método calentar una lámina de acero y someter la lámina de acero a al menos un tiempo de conformación por prensado en caliente, consistiendo la lámina de acero en, como una composición química en porcentaje en masa (en adelante, los mismo para la composición química),

C en un contenido del 0,15 % al 0,4 %;
 Si en un contenido de más del 1,0 % al 1,65 %;
 Al en un contenido del 0,5 % o menos (excluyendo el 0 %);
 Mn en un contenido del 1 % al 3,5 %;
 Ti en un contenido del 0,10 % o menos (excluyendo el 0 %); y
 B en un contenido del 0,005 % o menos (excluyendo el 0 %),
 opcionalmente, al menos un elemento seleccionado del grupo que consiste en

- (a) Cr en un contenido del 5 % o menos (excluyendo el 0 %);
- (b) al menos un elemento seleccionado del grupo consistente en Ni y Cu en un contenido total del 0,5 % o menos (excluyendo el 0 %);
- (c) Mo en un contenido del 1 % o menos (excluyendo el 0 %);
- (d) Nb en un contenido del 0,1 % o menos (excluyendo el 0 %);
- (e) P en un contenido del 0,02 % o menos;
- (f) S en un contenido del 0,02 % o menos; y
- (g) N en un contenido del 0,01 % o menos,

siendo el resto hierro e impurezas inevitables, donde

una temperatura (temperatura de calentamiento) para el calentamiento es igual o mayor que la temperatura de transformación Ac3, una temperatura inicial de conformación por prensado en caliente está en un intervalo de la temperatura de calentamiento a la temperatura inicial de la martensita (Ms), y el enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se realiza a una velocidad de enfriamiento media de 20°C/s o menos de modo que un parámetro de revenido (λ) como se especifica por la Expresión (1) se encuentra en un intervalo de 7100 a 8030, Expresión (1) se expresa como sigue:
 [Ec. 1]

$$\lambda = 293 \times \left\{ \log \left(\frac{\sum_{n=1}^{5000} t_n'}{3600} \right) + 20 \right\} - 430 \times [\text{Si}] \quad \dots (1)$$

donde λ representa el parámetro de revenido; [Si] representa el contenido (en porcentaje en masa) de Si en el acero; y t_n' es un valor según lo especificado por la Expresión (2):
 [Ec. 2]

$$t_n' = 3600 \times 10^{\left\{ \frac{T_{n-1} + 273}{293} \times \left(\log \frac{t_n - t_{n-1}}{3600} + 20 \right) - 20 \right\}} \quad \dots (2)$$

donde t_n representa un tiempo "n-tésimo" (en segundos) cuando un tiempo de enfriamiento total de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se divide en 5000 partes iguales; T_n representa una temperatura (°C) en el n-ésimo tiempo t_n, donde t₀ es 0 segundos, y T₀ es la [(temperatura Ms) - 150 °C]; y 10^{} representa la potencia {}-ésima de 10.

2. El método de fabricación de acuerdo con la reivindicación 1, donde el enfriamiento a partir de la [(temperatura Ms) - 150 °C] a 80 °C se realiza a una velocidad de enfriamiento media de 5 °C/s a 20 °C/s.
- 5 3. El método de fabricación de acuerdo con la reivindicación 1, donde una temperatura de acabado de conformación por prensado en caliente final en el al menos un momento de la conformación por prensado en caliente es igual o inferior a la temperatura Ms.
- 10 4. El método de fabricación de acuerdo con la reivindicación 1, donde el calentamiento de la lámina de acero hasta la temperatura de calentamiento se realiza a una tasa media de aumento de temperatura de 5 °C/s o más en un intervalo de temperatura de 100 °C hasta la temperatura de calentamiento.
- 15 5. El método de fabricación de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende un revenido a una temperatura de 100 °C a inferior a 600 °C después de la conformación por prensado en caliente.
6. Un método de fabricación de una pieza de automóvil de acero, comprendiendo el método:
- 20 fabricar un miembro de acero conformado por prensado en caliente mediante el método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, y trabajar el miembro de acero conformado por prensado en caliente.

FIG. 1

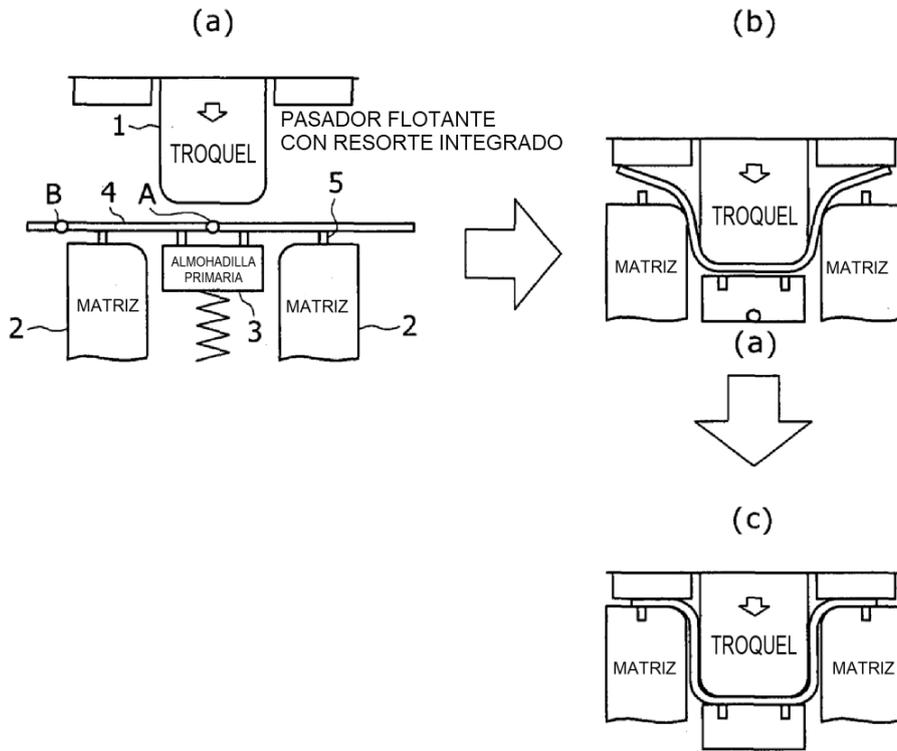


FIG. 2

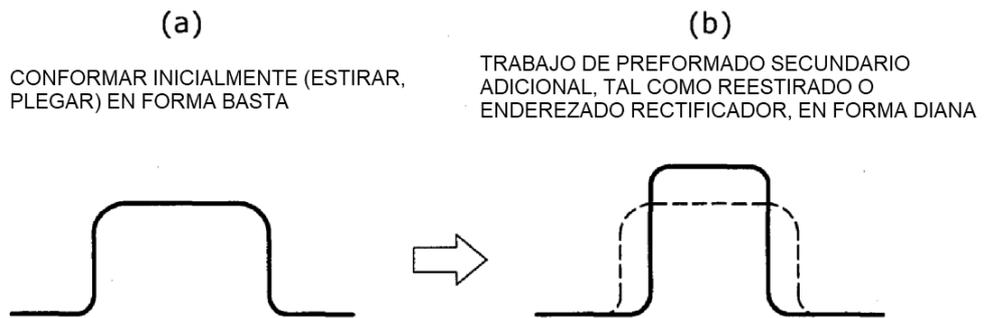


FIG. 3

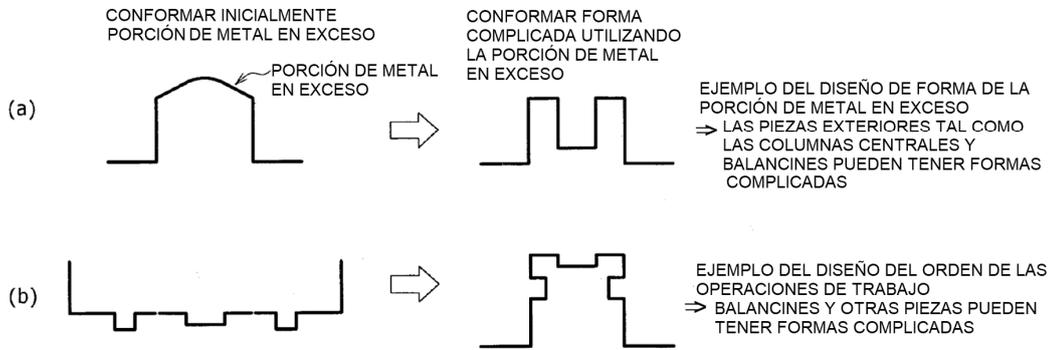


FIG. 4

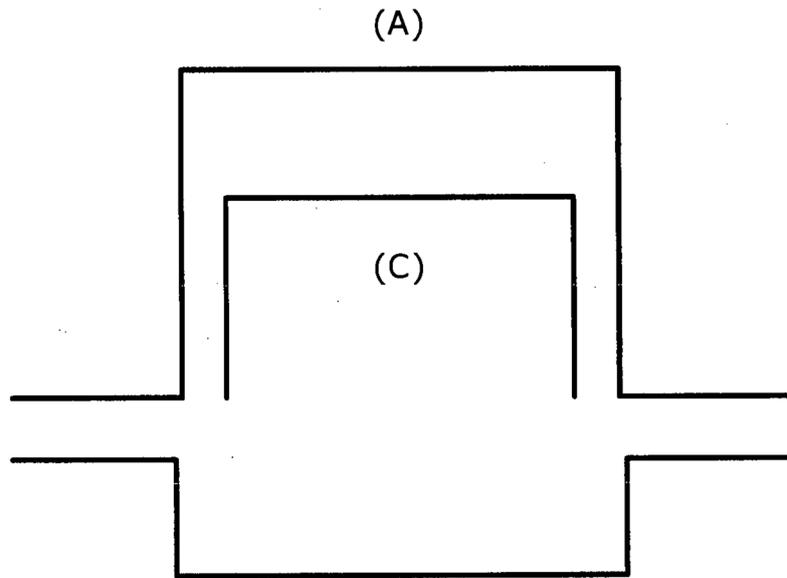


FIG. 5

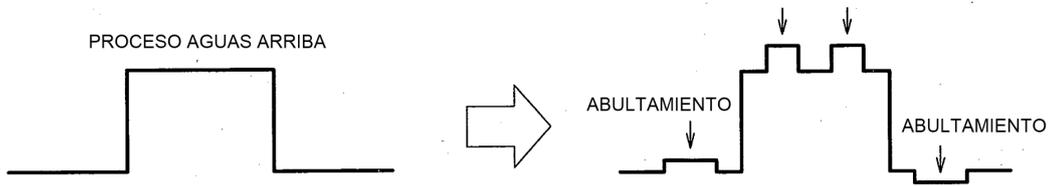


FIG. 6

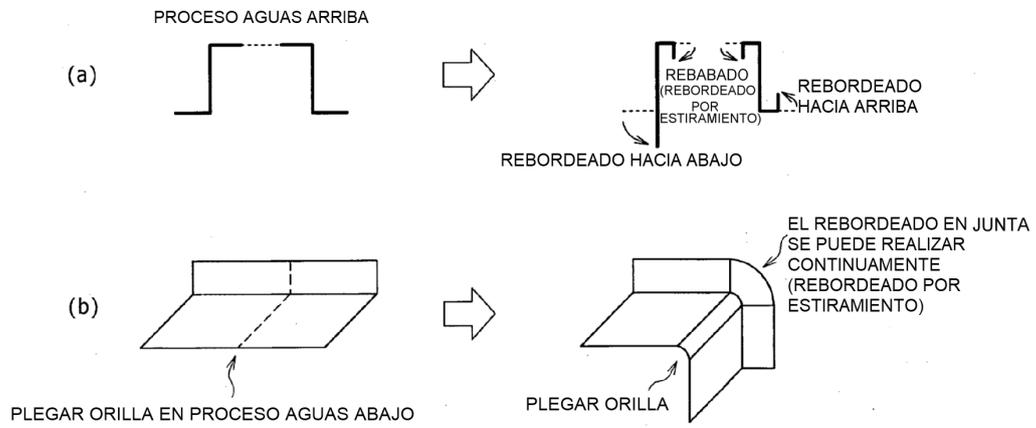


FIG. 7

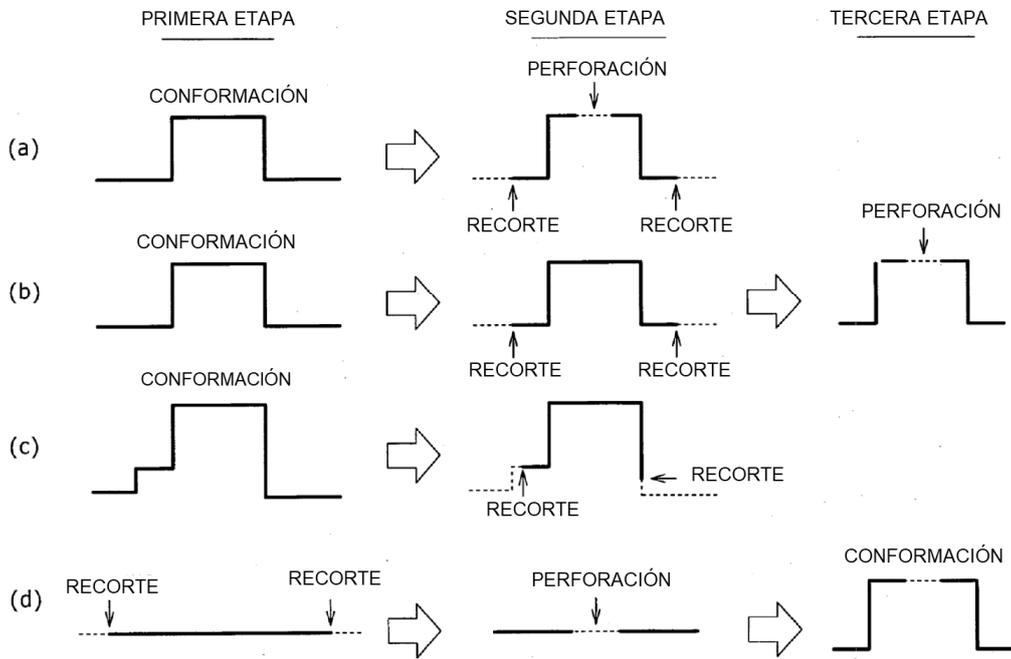


FIG. 8

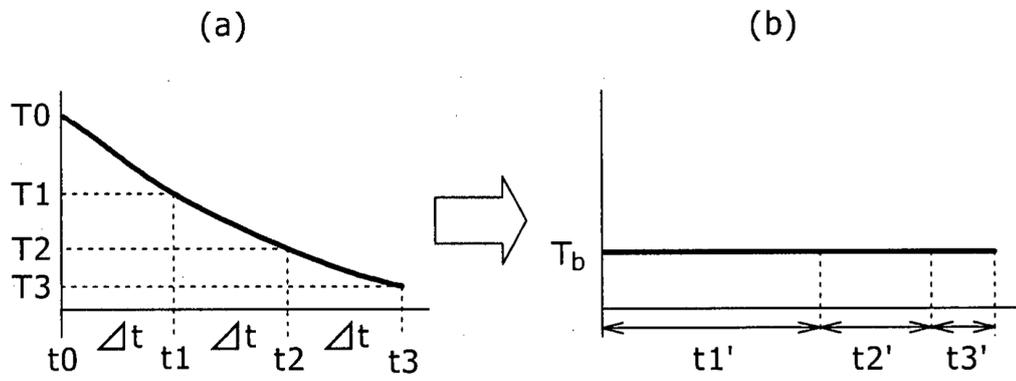


FIG. 9

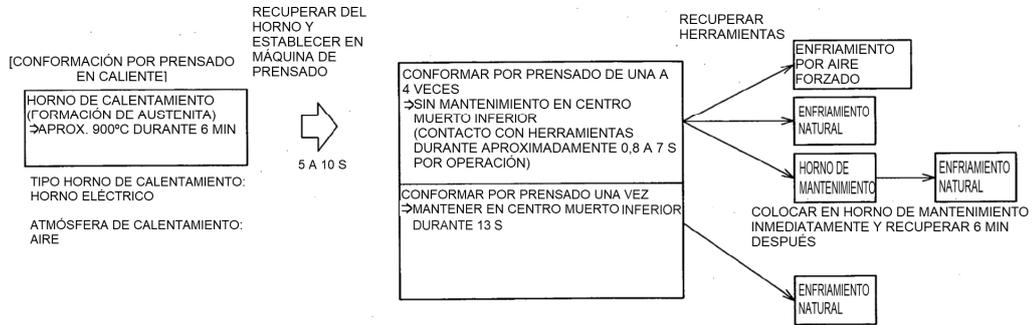


FIG. 10

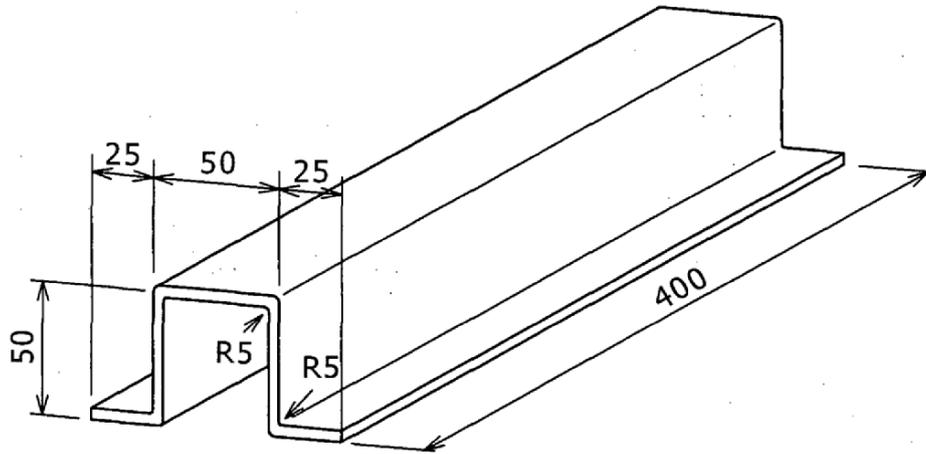


FIG. 11

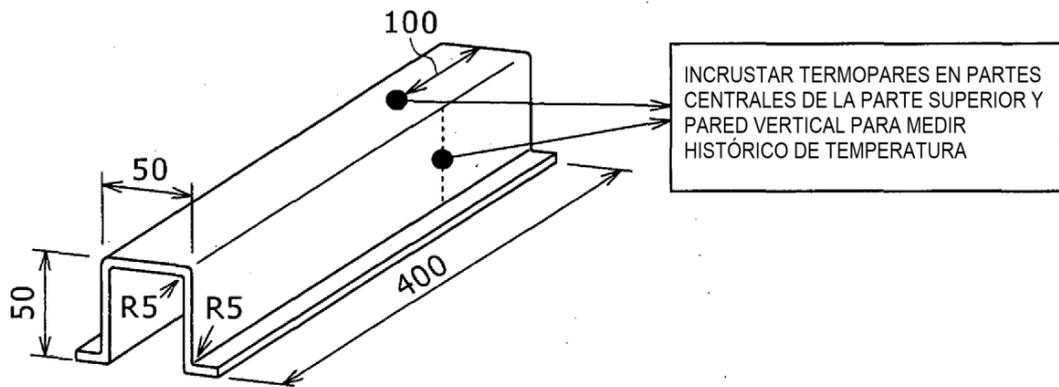


FIG. 12

