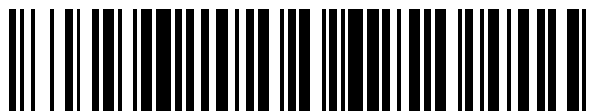


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 656 564**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/32	(2006.01)
B21D 22/20	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)		
C21D 1/18	(2006.01)	C22C 38/08	(2006.01)		
C21D 9/00	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)		
C22C 38/60	(2006.01)	C22C 38/14	(2006.01)		
C23C 2/02	(2006.01)	C22C 38/16	(2006.01)		
C23C 2/06	(2006.01)	C22C 38/18	(2006.01)		
C23C 2/28	(2006.01)	C22C 38/20	(2006.01)		
C23C 2/40	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)		
C21D 1/673	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **27.04.2012 PCT/JP2012/061473**

87 Fecha y número de publicación internacional: **01.11.2012 WO12147963**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.04.2012 E 12776883 (6)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **10.01.2018 EP 2703513**

54 Título: **Artículo moldeado por prensado en caliente y método de fabricación del mismo**

30 Prioridad:

28.04.2011 JP 2011102408

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

27.02.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**NAITOU, JUNYA;
MURAKAMI, TOSHIO;
IKEDA, SHUSHI y
OKITA, KEISUKE**

74 Agente/Representante:

UNGRÍA LÓPEZ, Javier

ES 2 656 564 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

Artículo moldeado por prensado en caliente y método de fabricación del mismo

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a un producto conformado por prensado en caliente del que se requiere que tenga una alta resistencia, tal como el usado para los miembros estructurales de piezas de automóviles, y un proceso para producir el mismo. En particular, la presente invención se refiere a un producto conformado por prensado en caliente que puede proporcionarse con una forma prescrita y al mismo tiempo tratarse térmicamente para tener la resistencia prescrita cuando una lámina de acero precalentada (pieza en bruto) se conforma en la forma prescrita, y un proceso para producir dicho producto conformado por prensado en caliente.

15 **Antecedentes de la técnica**

Como una de las medidas para la mejora de la economía de combustible de los automóviles a partir de los problemas medioambientales globales, se ha procedido al aligeramiento de la carrocería del automóvil, y es necesario reforzar tanto como sea posible las láminas de acero que se usan para los automóviles. Sin embargo, el gran reforzamiento de las láminas de acero para el aligeramiento de automóviles reduce el valor de alargamiento EL o r (valor de Lankford), dando como resultado el deterioro de la conformabilidad de prensa o la capacidad de fijación de forma.

Para resolver este problema, se ha adoptado un método de conformado por prensado en caliente para la producción de piezas, método en el que una lámina de acero se calienta a una temperatura prescrita (por ejemplo, una temperatura de cambio en fase de austenita) para reducir su resistencia (es decir, hacerla fácilmente conformable) y, a continuación, se conforma con una herramienta de prensa a una temperatura (por ejemplo, temperatura ambiente) más baja que la de la lámina de acero delgada, por lo que se dota a la lámina de acero de una forma y, al mismo tiempo, se trata térmicamente por enfriamiento rápido (templado), que hace uso de una diferencia de temperatura entre ambas, para asegurar su resistencia después del conformado.

De acuerdo con un método de prensado en caliente como este, se forma una lámina de acero en un estado de baja resistencia y, por lo tanto, disminuye la recuperación elástica (capacidad de fijación de forma favorable) de la lámina de acero. Además, se usa un material que tiene una excelente templabilidad, al que se han añadido elementos de aleación tales como Mn y B, obteniendo de este modo una resistencia de 1500 MPa en términos de resistencia a la tracción mediante enfriamiento rápido. Este método de conformado por prensado en caliente se ha denominado de diversas formas, además de método de prensado en caliente, tal como método de conformado en caliente, método de estampación en caliente y método de templado de matriz.

La figura 1 es una vista explicativa esquemática que muestra la estructura de una herramienta de prensa para realizar el conformado por prensado en caliente como se ha descrito anteriormente (representado en lo sucesivo a veces por "estampación en caliente"). En esta figura, los números de referencia 1, 2, 3 y 4 representan un punzón, una matriz, un portapieza portaprimordio y una lámina de acero (pieza en bruto), respectivamente, y las abreviaturas BHF, rp, rd y CL representan una fuerza de sujeción de pieza en bruto, un radio de hombro de punzón, un radio de hombro de matriz y un huelgo entre el punzón y la matriz, respectivamente. En estas partes, el punzón 1 y la matriz 2 tienen un paso 1a y un paso 2a, respectivamente, formados en el interior de los mismos, pasos a través de los que puede dejarse pasar un medio de enfriamiento (por ejemplo, agua) y la herramienta de prensa se fabrica de manera que tenga una estructura para que estos miembros puedan enfriarse permitiendo que el medio de enfriamiento pase a través de estos pasos.

Cuando una lámina de acero se somete a estampación en caliente (por ejemplo, embutición profunda en caliente) con una herramienta de prensa, el conformado se inicia en un estado donde la lámina de acero (pieza en bruto) 4 se ablanda por calentamiento a una temperatura dentro de una región de dos fases, que va del punto de transformación Ac_1 al punto de transformación Ac_3 , o una temperatura dentro de una región de una fase, que no es menor que el punto de transformación Ac_3 . Más específicamente, la lámina de acero 4 se empuja dentro de una cavidad de la matriz 2 (entre las partes indicadas con los números de referencia 2 y 2 en la figura 1) mediante el punzón 1 con la lámina de acero 4 en estado de alta temperatura intercalándose entre la matriz 2 y el portapieza portaprimordio 3, formando de este modo la lámina de acero 4 en una forma correspondiente a la forma exterior del punzón 1 mientras se reduce el diámetro exterior de la lámina de acero 4. Además, se elimina calor desde la lámina de acero 4 a la herramienta de prensa (punzón 1 y matriz 2) enfriando el punzón y la matriz en paralelo con el conformado, y el endurecimiento del material se realiza reteniendo y enfriando adicionalmente la lámina de acero 4 en el punto muerto inferior en el conformado (el momento en el que la cabeza del punzón se coloca en el nivel más profundo: el estado que se muestra en la figura 1). Pueden obtenerse productos conformados con alta precisión dimensional y resistencia de 1500 MPa realizando dicho método de conformado. Además, dicho método de conformado da como resultado que el volumen de una máquina de prensado pueda hacerse más pequeño debido a que una carga de conformado puede reducirse en comparación con el caso donde las piezas de la misma clase de resistencia se conforman por prensado en frío.

Como láminas de acero para estampación en caliente, que se usan ampliamente en la actualidad, se conocen las láminas de acero basadas en acero 22MnB5. Estas láminas de acero tienen resistencias a la tracción de 1500 MPa y alargamientos de aproximadamente el 6 % al 8 %, y se han aplicado a miembros resistentes a los impactos (los miembros no se deformaron ni se fracturaron tanto como fue posible en el momento del impacto). Además, también se han realizado algunos desarrollos para aumentar el contenido de C y fortalecerlo aún más (de 1500 a 1800 MPa) basados en acero 22MnB5.

Sin embargo, a excepción de los documentos de patente 1 y 2, casi no hay aplicación de grados de acero distintos del acero 22MnB5. Puede encontrarse una situación actual donde se haga poca consideración sobre los grados de acero o los métodos para controlar la resistencia y el alargamiento de las piezas (por ejemplo, reducción de la resistencia a 980 MPa y aumento del alargamiento al 20 %) para extender su rango de aplicación a otros miembros resistentes a los impactos.

En los automóviles de gama media o alta, teniendo en cuenta la compatibilidad (función que hace más seguro el otro lateral cuando un automóvil de gama baja sufre una colisión) en el momento del impacto lateral o trasero, ambas funciones como una parte resistente a los impactos y una parte de absorción de energía a veces pueden proporcionarse en piezas tales como pilares B o miembros laterales traseros. Para producir tales miembros, hasta ahora se ha usado principalmente, por ejemplo, un método en el que unas láminas de acero de resistencia a la tracción ultra alta que tienen una alta resistencia de 980 MPa y unas láminas de acero de alta resistencia a la tracción que tienen un alargamiento de 440 MPa se sueldan con láser (para preparar una pieza en bruto soldada a medida, abreviada como TWB) y, a continuación, se conforman por prensado en frío. Sin embargo, en los últimos años, se ha avanzado en el desarrollo de una técnica, en la que se dota a cada una de las piezas de diferentes resistencias mediante estampación en caliente.

Por ejemplo, el documento no de patente 1 ha propuesto un método de soldadura láser de acero 22MnB5 para la estampación en caliente y un material que no tiene una alta resistencia incluso si se temple con una herramienta de prensa (para preparar una pieza en bruto soldada a medida, abreviada como TWB), seguido de una estampación en caliente, método en el que se proporcionan diferentes resistencias, de manera que la resistencia a la tracción en un lado de alta resistencia (es decir, el lado de la parte resistente a los impactos) llega a 1500 MPa (y el alargamiento llega a ser del 6 % al 8 %) y la resistencia a la tracción en un lado de baja resistencia (es decir, el lado de la parte de absorción de energía) llega a 440 MPa (y el alargamiento llega a ser del 12 %). Además, como la técnica de dotar a las piezas de diferentes resistencias, también se han propuesto algunas técnicas, tal como las divulgadas en los documentos no de patente 2 a 4.

Las técnicas divulgadas en los documentos no de patente 1 y 2 proporcionan una resistencia a la tracción no mayor que 600 MPa y un alargamiento de aproximadamente el 12 % al 18 % en un lado de la parte de absorción de energía, técnicas en las que, sin embargo, la soldadura por láser (para preparar una pieza en bruto soldada a medida, abreviada como TWB) es necesaria anteriormente, aumentando de este modo el número de etapas y dando como resultado un alto coste. Además, da como resultado el calentamiento de las partes de absorción de energía, que no necesitan endurecerse originalmente. Por lo tanto, estas técnicas no son preferidas desde el punto de vista del consumo de energía.

La técnica divulgada en el documento no de patente 3 se basa en acero 22MnB5, en el que además, sin embargo, el boro afecta adversamente a la robustez de la resistencia después del templado frente al calentamiento a una temperatura dentro de una región de dos fases, haciendo difícil el control de la resistencia en un lado de la parte de absorción de energía, y haciendo posible además obtener solo un alargamiento tan bajo como el 15 %.

La técnica divulgada en el documento no de patente 4 se basa en acero 22MnB5 y, por lo tanto, esta técnica no es económica ya que el control se realiza de tal manera que el 22MnB5, que originalmente tiene una excelente templabilidad, no se endurece (control del enfriamiento de herramienta de prensa).

La técnica divulgada en el documento de patente 1 propone un método de conformado por prensado en caliente en el que una lámina de acero delgada se calienta en o por encima del punto de transformación Ac_3 para lograr una estructura metálica que contiene martensita del 90 % al 100 % por área. La lámina de acero delgada tiene una composición que contiene, en masa, C del 0,22 % al 0,29 %, Si del 0,05 % al 2,0 %, Mn del 0,5 % al 3,0 %, $\leq 0,05$ % de P, $\leq 0,05$ % de S, Al del 0,005 % al 0,1 %, $\leq 0,01$ % de N, y el resto consiste en hierro e impurezas inevitables.

La técnica divulgada en el documento de patente 2 propone una lámina de acero que tiene una composición que contiene, en masa, C del 0,05 % al 0,30 %, Mn del 0,10 % al 3,00 %, Nb del 0,005 % al 0,100 %, Ti del 0,002 % al 0,150 %, Al y/o Si del 0,15 % al 3,0 %, $\leq 0,15$ % de P, $\leq 0,015$ % de S, $\leq 0,01$ % de N, y el resto consiste en hierro e impurezas inevitables. La lámina de acero se obtiene mediante laminación en caliente, donde la temperatura de la pasada final se establece no más baja que el punto de transformación Ar_3 y no más alta que 900 °C. La estructura metálica contiene ferrita o bainita a más del 50 % en volumen y austenita retenida del 3 al 20 % en volumen.

Documentos de la técnica anterior

Documentos no de patente

5 Documento no de patente 1: Klaus Lamprecht, Gunter Deinzer, Anton Stich, Jurgen Lechler, Thomas Stohr, Marion Merklein, "Thermo-Mechanical Properties of Tailor Welded Blanks in Hot Sheet Metal Forming Processes", Proc. IDDRG2010, 2010.

10 Documento no de patente 2: Usibor1500P (22MnB5)/1500MPa-8 %-Ductibor500/550-700MPa-17 % [registrado el 27 de abril de 2013] Internet <<http://www.arcelormittal.com/tailoredblanks/pre/seifware.pl>>.

15 Documento no de patente 3: 22MnB5/por encima AC3/1500MPa-8 %- por debajo AC3/Hv190-ferrita/cementita Rudiger Erhardt y Johannes Boke, "Industrial application of hot forming process simulation", Proc. de la primera Int. Conf. en Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, ed. por Steinhoff, K., Oldenburg, M, Steinhoff, y Prakash, B., págs. 83-88, 2008.

20 Documento no de patente 4: Begoña Casas, David Latre, Noemí Rodríguez, e Isaac Valls, "Tailor made tool materials for the present and upcoming tooling solutions in hot sheet metal forming", Proc. de la primera Int. Conf. en Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, ed. por Steinhoff, K., Oldenburg, M, Steinhoff, y Prakash, B., págs. 23-35, 2008.

Documentos de patente

25 Documento de patente 1: JP 2010-174281 A
Documento de patente 2: JP 2009-030159 A

Sumario de la invención

Problemas a resolver por la invención

30 La presente invención se ha realizado en vista de las circunstancias descritas anteriormente, y su objeto es proporcionar un producto conformado por prensado en caliente en el que el equilibrio entre resistencia y alargamiento puede controlarse en un intervalo adecuado y puede lograrse una alta ductilidad, y un proceso útil para producir dicho producto conformado por prensado en caliente.

Medios para resolver los problemas

40 El producto conformado por prensado en caliente de la presente invención, que puede lograr el objeto anterior, es un producto conformado por prensado en caliente tal como se define en la reivindicación 1.

45 Cuando se produce el producto conformado por prensado en caliente de la presente invención, pueden usarse las siguientes etapas, es decir, calentar una lámina de acero delgada que tiene una estructura metálica que contiene martensita o bainita al 80 % en volumen o más a una temperatura no menor que el punto de transformación A_{c1} y no mayor que (punto de transformación $A_{c1} \times 0,2$ + punto de transformación $A_{c3} \times 0,8$); y a continuación iniciar el conformado de la lámina de acero delgada con una herramienta de prensa para producir el producto conformado por prensado en caliente, conformado durante el que se mantiene en la herramienta de prensa una velocidad media de enfriamiento de 20 °C/s o más.

Efectos de la invención

50 La presente invención hace posible que: la austenita retenida exista en una fracción adecuada en la estructura metálica de un producto conformado por prensado en caliente controlando adecuadamente las condiciones de un método de conformado por prensado en caliente; un producto conformado por prensado en caliente tenga una ductilidad mejorada (ductilidad retenida) inherente al producto formado en comparación con el caso donde se usa
55 acero 22MnB5 convencional; y la resistencia y el alargamiento puedan controlarse mediante una combinación de condiciones de tratamiento térmico y una estructura de lámina de acero preformada (estructura inicial). Además, el control de la temperatura de calentamiento dentro de la región de dos fases hace posible proporcionar diferentes resistencias y alargamientos libremente.

Breve descripción de los dibujos

60 La figura 1 es una vista explicativa esquemática que muestra la estructura de una herramienta de prensa para realizar el conformado por prensado en caliente.

65

Modo para realizar la invención

Los presentes inventores han estudiado desde varios ángulos cómo realizar un producto conformado por prensado en caliente que tenga una alta resistencia y que presente además una excelente ductilidad (alargamiento) tras el conformado cuando una lámina de acero delgada se calienta a una temperatura prescrita y, a continuación, se conforma por prensado en caliente para producir el producto formado.

Como resultado, los presentes inventores han descubierto que puede lograrse una estructura de producto conformado que tenga un excelente equilibrio entre resistencia y ductilidad cuando se usa una lámina de acero delgada que tiene una estructura metálica que contiene martensita o bainita en una fracción prescrita en la producción de un producto conformado por prensado en caliente, y se controlan adecuadamente la temperatura de calentamiento y las condiciones de conformado de manera que la austenita retenida esté contenida del 3 % al 20 % en volumen en el conformado por prensado con una herramienta de prensa, completando de este modo la presente invención.

Las razones para establecer los intervalos de las estructuras respectivas (la estructura básica y las estructuras preferidas) en el producto conformado por prensado en caliente de la presente invención son las siguientes:

[Austenita retenida del 3 % al 20 % en volumen]

La austenita retenida se transforma en martensita durante la deformación plástica, teniendo de este modo el efecto de aumentar la tasa de endurecimiento por acritud (plasticidad inductora de transformación) para mejorar la ductilidad de un producto conformado. Para mostrar tal efecto, la fracción de austenita retenida debe controlarse al 3 % en volumen o más. Cuando la fracción de austenita retenida es mayor, la ductilidad se vuelve más excelente. En una composición que va a usarse para láminas de acero de automóviles, la austenita retenida que puede asegurarse es limitada, llegando a ser el límite superior de aproximadamente un 20 % en volumen. La fracción de austenita retenida puede ser preferentemente no menor que el 5 % en volumen como límite inferior preferido (más preferentemente no menor que el 7 % en volumen) y no mayor que el 15 % en volumen como límite superior preferido (más preferentemente no mayor que el 10 % en volumen).

[Martensita recocida o bainita recocida del 30 % al 97 % en volumen]

Cuando se permite que un producto conformado por prensado en caliente tenga una estructura metálica compuesta principalmente de martensita recocida o bainita recocida, que son delicadas y tienen una baja densidad de dislocación, el producto conformado por prensado en caliente puede tener una ductilidad mejorada (alargamiento), a la vez que se asegura la resistencia prescrita. Desde este punto de vista, la fracción volumétrica de martensita recocida o bainita recocida puede controlarse preferentemente al 30 % en volumen o más. Sin embargo, cuando esta fracción es menor que el 97 % en volumen, la fracción de la austenita retenida se vuelve insuficiente, dando como resultado una disminución de la ductilidad (ductilidad retenida). La fracción de martensita recocida o bainita recocida puede ser más preferentemente no menor que el 40 % en volumen como límite inferior más preferido (aún más preferentemente no menor que el 50 % en volumen) y menor que el 90 % en volumen como límite superior más preferido (aún más preferentemente menor que el 80 % en volumen).

[Martensita templada del 0 % al 67 % en volumen]

La martensita templada es una estructura que tiene una pobre ductilidad y, por lo tanto, cuando existe martensita templada en una fracción alta, la resistencia se vuelve demasiado alta, dando como resultado un deterioro del alargamiento. Por lo tanto, la fracción de martensita templada puede ser del 0 % en volumen. Sin embargo, la martensita templada es una estructura extremadamente eficaz para mejorar la resistencia y, por lo tanto, la existencia de martensita templada en una fracción adecuada puede ser aceptable. Desde este punto de vista, la fracción de martensita templada puede controlarse preferentemente al 67 % en volumen o menos. La fracción de martensita templada puede ser más preferentemente no mayor que el 60 % en volumen como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 50 % en volumen).

Además de las estructuras anteriores, la estructura metálica de un producto conformado por prensado en caliente puede contener ferrita, perlita, y/o bainita como la estructura restante, pero preferentemente puede no contener la estructura restante en una manera fundamental debido a sus menores contribuciones a la resistencia y la ductilidad en comparación con las otras estructuras (la fracción de la estructura restante puede ser incluso del 0 % en volumen). Sin embargo, la fracción de la estructura restante hasta un 20 % en volumen puede ser aceptable. La fracción de la estructura restante puede ser más preferentemente no mayor que el 10 % en volumen, aún más preferentemente no mayor que el 5 % en volumen.

Cuando se produce el producto conformado por prensado en caliente de la presente invención, puede usarse una lámina de acero delgada, que tiene una estructura metálica que contiene martensita o bainita al 80 % en volumen o más (y que tiene la misma composición de elementos químicos que la del producto conformado por prensado en caliente), y cuando la lámina de acero delgada se conforma por prensado con una herramienta de prensa, la lámina

de acero delgada puede calentarse a una temperatura no menor que el punto de transformación Ac_1 y no mayor que (punto de transformación $Ac_1 \times 0,2 +$ punto de transformación $Ac_3 \times 0,8$) y, a continuación, puede iniciarse el conformado de la lámina de acero delgada, conformado durante el que puede mantenerse una velocidad media de enfriamiento de 20 °C/s o más en la herramienta de prensa. Las razones para definir los requisitos respectivos en este proceso son las siguientes:

[Lámina de acero delgada que tiene una estructura metálica que contiene martensita o bainita al 80 % en volumen o más]

Para asegurar una fracción adecuada de martensita recocida o bainita recocida, que son delicadas y realizan altas contribuciones a la ductilidad, en la etapa de calentamiento subsiguiente (calentamiento, conformado por prensado en caliente, y enfriamiento), puede usarse preferentemente una lámina de acero delgada, que tiene una fracción de martensita o bainita del 80 % en volumen o más (es decir, la lámina delgada de acero para el conformado por prensado en caliente de la presente invención). Cuando la fracción de martensita o bainita llega a ser menor que el 80 % en volumen, no puede asegurarse una fracción adecuada ni de la martensita recocida ni de la bainita recocida en la estructura de un producto conformado y, además, la otra estructura (por ejemplo, ferrita) puede tener una fracción mejorada, dando como resultado una disminución del equilibrio entre la resistencia y la ductilidad. La fracción de martensita o bainita puede ser más preferentemente no menor que el 90 % en volumen como límite inferior más preferido (aún más preferentemente no menor que el 95 % en volumen).

[Calentar una lámina de acero delgada a una temperatura no menor que el punto de transformación Ac_1 y no mayor que (punto de transformación $Ac_1 \times 0,2 +$ punto de transformación $Ac_3 \times 0,8$) y, a continuación, iniciar el conformado]

Para provocar la transformación parcial, durante el recocido, de la martensita o la bainita, que está contenida en la lámina de acero delgada, la temperatura de calentamiento debe controlarse en un intervalo prescrito. El control adecuado de la temperatura de calentamiento permite la transformación en austenita retenida o martensita en la etapa de enfriamiento subsiguiente para dotar al producto conformado por prensado en caliente final de una estructura deseada. Cuando la temperatura de calentamiento de la lámina de acero delgada es menor que el punto de transformación Ac_1 , no puede obtenerse una fracción suficiente de austenita durante el calentamiento y, por lo tanto, no puede asegurarse una fracción prescrita de austenita retenida en la estructura final (la estructura de un producto conformado). Cuando la temperatura de calentamiento de la lámina de acero delgada es mayor que (punto de transformación $Ac_1 \times 0,2 +$ punto de transformación $Ac_3 \times 0,8$), la fracción de austenita transformada aumenta demasiado durante el calentamiento y, por lo tanto, no puede asegurarse una fracción prescrita de martensita recocida o de bainita recocida en la estructura final (la estructura de un producto conformado).

[Durante el conformado, se mantiene una velocidad media de enfriamiento de 20 °C/s o más en la herramienta de prensa]

Para cambiar la austenita, que se ha formado en la etapa de calentamiento anterior, en una estructura deseada, a la vez que se evita la formación de estructuras tales como ferrita, perlita y bainita, debe controlarse adecuadamente la velocidad media de enfriamiento durante el conformado. Desde este punto de vista, la velocidad media de enfriamiento durante la formación debe controlarse a 20 °C/s o más, y preferentemente puede controlarse a 30 °C/s o más (más preferentemente a 40 °C/s o más). El control de la velocidad media de enfriamiento durante el conformado puede lograrse, por ejemplo, (a) controlando la temperatura de una herramienta de prensa (usando un medio de enfriamiento mostrado en la figura 1 anterior) o (b) controlando la conductividad térmica de una herramienta de prensa.

En el método de conformado por prensado en caliente de la presente invención, la temperatura de finalización de conformado no está específicamente limitada. El conformado puede finalizar, mientras se enfría a temperatura ambiente, a una temperatura de enfriamiento como se ha descrito anteriormente. Como alternativa, el enfriamiento se detiene después del enfriamiento a 400 °C o menos (preferentemente 300 °C o menos, y más preferentemente 200 °C o menos) y, a continuación, puede finalizar el conformado.

El método de conformado por prensado en caliente de la presente invención puede aplicarse, no solo en caso de que se produzca un producto conformado por prensado en caliente que tiene una forma simple como se muestra en la figura 1 anterior (es decir, método directo), sino también en caso de que se produzca un producto conformado que tiene una forma relativamente complicada. Sin embargo, en caso de un producto de forma complicada, puede ser difícil proporcionar un producto con la forma final mediante una sola etapa de conformado por prensado. En tal caso, puede usarse un método de conformado por prensado en frío en una etapa anterior al conformado por prensado en caliente (este método se ha denominado "método indirecto"). Este método incluye conformar previamente una parte difícil de conformar en una forma aproximada mediante procesamiento en frío y, a continuación, conformar por prensado en caliente las otras partes. Cuando dicho método se usa para producir, por ejemplo, un producto conformado que tiene tres salientes (picos de perfil) mediante conformado, se conforman dos salientes mediante conformado por prensado en frío y, a continuación, se conforma el tercer saliente mediante conformado en caliente.

La presente invención está destinada a un producto conformado por prensado en caliente fabricado de una lámina de acero de alta resistencia, cuyo grado de acero es aceptable si tiene una composición de elementos químicos habitual para una lámina de acero de alta resistencia, en la que, sin embargo, los contenidos de C, Si, Mn, P, S, Al y N se controlan en sus intervalos adecuados respectivos. Los intervalos de estos elementos químicos y los márgenes para limitar sus intervalos son los siguientes:

[C del 0,1 % al 0,3 %]

El C es un elemento importante para asegurar la austenita retenida. La concentración de austenita durante el calentamiento a una temperatura dentro de una región de dos fases permite la formación de austenita retenida después del templado. Contribuye además a un aumento de la fracción de martensita. Cuando el contenido de C es menor que el 0,1 %, no puede asegurarse una fracción prescrita de austenita retenida, lo que hace imposible obtener una ductilidad excelente. Cuando el contenido de C llega a ser mayor que el 0,3 %, da como resultado que la resistencia se hace demasiado alta. El contenido de C puede ser más preferentemente no menor que el 0,15 % como límite inferior más preferido (aún más preferentemente no menor que el 0,20 %) y no mayor que el 0,27 % como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 0,25 %).

[Si del 0,5 % al 3 %]

El Si evita que la austenita, después del calentamiento a una temperatura dentro de una región de dos fases, se descomponga en cementita y ferrita, y muestra la acción de aumentar la fracción de austenita retenida. Además, muestra la acción de mejorar la resistencia mediante la mejora de la solución sólida sin deteriorar demasiado la ductilidad. Cuando el contenido de Si es menor que el 0,5 %, no puede asegurarse una fracción prescrita de austenita retenida, lo que hace imposible obtener una ductilidad excelente. Cuando el contenido de Si llega a ser mayor que el 3 %, el grado de mejora de la solución sólida se vuelve demasiado alto, lo que da como resultado un drástico deterioro de la ductilidad. El contenido de Si puede ser más preferentemente no menor que el 1,15 % como límite inferior más preferido (aún más preferentemente no menor que el 1,20 %) y no mayor que el 2,7 % como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 2,5 %).

[Mn del 0,5 % al 2 %]

El Mn es un elemento para estabilizar la austenita, y que contribuye a un aumento de la austenita retenida. Impide la transformación de ferrita, la transformación de perlita y la transformación de bainita, y, por lo tanto, es un elemento para evitar la formación de ferrita, perlita y bainita durante el enfriamiento después del calentamiento, contribuyendo de este modo a asegurar la austenita retenida. Para hacer que se muestre tal efecto, el Mn puede contenerse preferentemente en un 0,5 % o más. Puede ser preferible que el contenido de Mn sea más alto, en caso de que solo se tengan en cuenta las características, pero el contenido de Mn puede controlarse preferentemente al 2 % o menos, debido a un aumento de costes por la adición de elementos de aleación. Además, una mejora considerable de la resistencia de la austenita aumenta la carga de laminación en caliente, lo que dificulta la producción de láminas de acero y, por lo tanto, incluso desde el punto de vista de la productividad, no es preferible que el Mn esté contenido a más del 2 %. El contenido de Mn puede ser más preferentemente no menor que el 0,7 % como límite inferior más preferible (aún más preferentemente no menor que el 0,9 %) y no mayor que el 1,8 % como límite superior más preferible (aún más preferentemente no mayor que el 1,6 %).

[P al 0,05 % o menos (sin incluir el 0 %)]

El P es un elemento inevitablemente contenido en el acero y deteriora la ductilidad. Por lo tanto, el contenido de P puede reducirse preferentemente tanto como sea posible. Sin embargo, una reducción extrema provoca un aumento del coste de producción de acero, y la reducción al 0 % es difícil en la producción real. Por lo tanto, el contenido de P puede controlarse más preferentemente al 0,05 % o menos (sin incluir el 0 %). El contenido de P puede ser más preferentemente no mayor que el 0,045 % como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 0,040 %).

[S al 0,05 % o menos (sin incluir el 0 %)]

El S también es un elemento inevitablemente contenido en el acero y deteriora la ductilidad, de manera similar al P. Por lo tanto, el contenido de S puede reducirse preferentemente tanto como sea posible. Sin embargo, una reducción extrema provoca un aumento del coste de producción de acero, y la reducción al 0 % es difícil en la producción real. Por lo tanto, el contenido de S puede controlarse preferentemente al 0,05 % o menos (sin incluir el 0 %). El contenido de S puede ser más preferentemente no mayor que el 0,045 % como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 0,040 %).

[Al del 0,01 % al 0,1 %]

El Al es útil como un elemento desoxidante y además es útil para la fijación de N disuelto en acero como AlN para mejorar la ductilidad. Para hacer que se muestre tal efecto, el contenido de Al puede controlarse preferentemente al

0,01 % o más. Sin embargo, cuando el contenido de Al es mayor que el 0,1 %, da como resultado una formación excesiva de Al_2O_3 para deteriorar la ductilidad. El contenido de Al puede ser más preferentemente no menor que el 0,013 % como límite inferior más preferido (aún más preferentemente no menor que el 0,015 %) y no mayor que el 0,08 % como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 0,06 %).

5 [N del 0,001 % al 0,01 %]

10 El N es un elemento inevitablemente incorporado en el acero, y puede preferirse una reducción del contenido de N, que tiene, sin embargo, una limitación en el proceso real. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de N se estableció en 0,001 %. Cuando el contenido de N se vuelve excesivo, la ductilidad se deteriora por el envejecimiento de la cepa, o la adición de B provoca la deposición de N como BN, disminuyendo de este modo el efecto de mejorar la templabilidad por solución sólida de B. Por lo tanto, el límite superior del contenido de N se estableció en el 0,01 %.

15 El contenido de N puede ser más preferentemente no mayor que el 0,008 % como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 0,006 %).

20 Los componentes químicos básicos en el producto conformado por prensado de la presente invención son como se han descrito anteriormente, y el resto consiste esencialmente en hierro. La expresión "consiste esencialmente en hierro" significa que el producto conformado por prensado de la presente invención puede contener, además de hierro, componentes menores (por ejemplo, además de Mg, Ca, Sr y Ba, REM tales como La y elementos de formación de carburo tales como Zr, Hf, Ta, W y Mo) en un nivel tal que estos componentes menores no impiden las características de la lámina de acero de la presente invención, y puede contener, además, impurezas inevitables (por ejemplo, O, H) distintas de P y S.

25 También es útil permitir que el producto conformado por prensado de la presente invención contenga elementos adicionales, cuando sea necesario; por ejemplo, (a) B al 0,01 % o menos (sin incluir el 0 %) y Ti al 0,1 % o menos (sin incluir el 0 %); (b) uno o más seleccionados del grupo que consiste en Cu, Ni, Cr y Mo al 1 % o menos (sin incluir el 0 %) en total; y (c) V y/o Nb al 0,1 % o menos (sin incluir el 0 %) en total. El producto conformado por prensado puede tener características mejoradas adicionales dependiendo de los tipos de elementos contenidos. Cuando estos elementos están contenidos, sus intervalos preferidos y los márgenes para la limitación de sus intervalos son los siguientes:

30 [B al 0,01 % o menos (sin incluir el 0 %) y Ti al 0,1 % o menos (sin incluir el 0 %)]

35 El B tiene el efecto de impedir la transformación de ferrita, la transformación de perlita, y la transformación de bainita, y por lo tanto, es un elemento para evitar la formación de ferrita, perlita, y bainita, durante el enfriamiento después del calentamiento, contribuyendo de este modo a la fijación de austenita retenida. Para hacer que se muestre tal efecto, el B puede estar contenido preferentemente en un 0,0001 % o más, pero incluso si el B está contenido por encima del 0,01 %, el efecto se satura. El contenido de B puede ser más preferentemente no menor que el 0,0002 % como límite inferior más preferido (aún más preferentemente no menor que el 0,0005 %) y no mayor que el 0,008 % como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 0,005 %).

40 Por otro lado, el Ti fija el N y mantiene el B en el estado de solución sólida, mostrando de este modo el efecto de mejora de la templabilidad. Para hacer que se muestre tal efecto, el Ti puede estar preferentemente contenido al menos 4 veces más que el contenido de N. Sin embargo, cuando el contenido de Ti llega a ser excesivo más allá del 0,1 %, da como resultado una formación excesiva de TiC, provocando de este modo un aumento de la resistencia por la mejora de la precipitación pero un deterioro de la ductilidad. El contenido de Ti puede ser más preferentemente no menor que el 0,05 % como límite inferior más preferido (aún más preferentemente no menor que el 0,06 %) y no mayor que el 0,09 % como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 0,08 %).

50 [Uno o más seleccionados del grupo consistente en Cu, Ni, Cr y Mo al 1 % o menos (sin incluir el 0 %) en total]

55 El Cu, el Ni, el Cr, y el Mo impiden la transformación de ferrita, la transformación de perlita, y la transformación de bainita, y por lo tanto, evitan la formación de ferrita, perlita, y bainita, durante el enfriamiento después del calentamiento, y actúan eficazmente en la fijación de austenita retenida. Para hacer que se muestre tal efecto, estos elementos pueden estar preferentemente contenidos en un 0,01 % o más en total. Tomando solo en cuenta las características, puede ser preferible que su contenido sea superior, pero puede controlarse preferentemente al 1 % o menos en total a causa de un aumento de los costes por la adición de elementos de aleación. Además, estos elementos tienen la acción de aumentar considerablemente la resistencia de la austenita, aumentando de este modo una carga de laminación en caliente de manera que se hace difícil la producción de láminas de acero. Por lo tanto, incluso desde el punto de vista de la productividad, su contenido puede controlarse preferentemente al 1 % o menos. Los contenidos de estos elementos pueden ser más preferentemente no menores que el 0,05 % como límite inferior más preferido (aún más preferentemente no menor que el 0,06 %) en total y no mayor que el 0,09 % como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 0,08 %) en total.

65

[V y/o Nb en el 0,1 % o menos (no incluyendo el 0 %) en total]

El V y el Nb tienen el efecto de formar carburo fino y hacen una estructura fina por efecto de fijación. Para hacer que se muestre tal efecto, estos elementos pueden estar preferentemente contenidos en un 0,001 % o más en total. Sin embargo, cuando el contenido de estos elementos se hace excesivo, da como resultado la formación de carburo grueso, que se convierte en el origen de la fractura, deteriorando por el contrario de este modo la ductilidad. Por lo tanto, el contenido de estos elementos puede controlarse preferentemente al 0,1 % o menos en total. El contenido de estos elementos puede ser más preferentemente no menor que el 0,005 % como límite inferior más preferido (aún más preferentemente no menor que el 0,008 %) en total y no mayor que el 0,08 % como límite superior más preferido (aún más preferentemente no mayor que el 0,06 %) en total.

La lámina de acero delgada para el conformado por prensado en caliente de la presente invención puede ser o bien una lámina de acero no chapada o una lámina de acero chapada. Cuando se trata de una lámina de acero chapada, el tipo de chapado puede ser o bien una galvanización normal o un recubrimiento de aluminio. El método de chapado puede ser o bien un chapado en baño caliente o un electrochapado. Después del chapado, puede realizarse un tratamiento térmico de la aleación, o puede realizarse un chapado adicional como un chapado multicapa.

De acuerdo con la presente invención, las características de los productos conformados, tales como la resistencia y el alargamiento, pueden controlarse ajustando adecuadamente las condiciones de conformado por prensado (temperatura de calentamiento y velocidad de enfriamiento), y además, pueden obtenerse productos conformados por prensado en caliente que tienen una alta ductilidad (ductilidad retenida), de manera que pueden aplicarse incluso a piezas (por ejemplo, miembros de absorción de energía) a las que los productos conformados por prensado en caliente convencionales apenas se han aplicado; por lo tanto, la presente invención es extremadamente útil para ampliar el rango de aplicación de los productos conformados por prensado en caliente. Los productos conformados que pueden obtenerse en la presente invención tienen una ductilidad residual mejorada adicional, en comparación con productos conformados cuya estructura se ha ajustado mediante un recocido normal después de un conformado por prensado en frío.

A continuación se describirán los efectos ventajosos de la presente invención más específicamente por medio de ejemplos, pero la presente invención no se limita a los ejemplos descritos a continuación. La presente invención puede ponerse en práctica después de las modificaciones o variaciones adecuadas dentro de un intervalo capaz de satisfacer la esencia descrita anteriormente y a continuación, estando todas las mismas incluidas en el alcance técnico de la presente invención.

La presente solicitud reivindica el beneficio de prioridad basado en la solicitud de patente japonesa n.º 2011-102408 presentada el 28 de abril de 2011. Todo el contenido de la memoria descriptiva de la solicitud de patente japonesa n.º 2011-102408 presentada el 28 de abril de 2011 se incorpora por la presente por referencia en la presente solicitud.

Ejemplos

Los materiales de acero que tienen las composiciones de elementos químicos respectivas mostradas a continuación en la tabla 1 se conformaron en placas para uso experimental por un método de fusión al vacío, tras lo cual las placas se laminaron en caliente, seguido de enfriamiento, y a continuación de enrollamiento. Estas láminas laminadas se laminaron además en frío en láminas de acero delgadas, seguido de tratamiento de templado de manera que tengan las estructuras iniciales respectivamente prescritas. En la tabla 1, el punto de transformación Ac_1 y el punto de transformación Ac_3 se determinaron respectivamente usando las fórmulas (1) y (2) que se describen a continuación (véase, por ejemplo, la traducción japonesa de "The Physical Metallurgy of Steels" escrita originalmente por William C. Leslie, publicada por Maruzen, 1985). La tabla 1 muestra, además, los valores calculados de (punto de transformación $Ac_1 \times 0,2$ + punto de transformación $Ac_3 \times 0,8$) (estos valores calculados pueden denominarse en lo sucesivo en el presente documento "valores A").

$$\text{Punto de transformación } Ac_1 (\text{°C}) = 723 + 29,1 \times [\text{Si}] - 10,7 \times [\text{Mn}] + 16,9 \times [\text{Cr}] - 16,9 \times [\text{Ni}] \text{ --- (1)}$$

$$\text{Punto de transformación } Ac_3 (\text{°C}) = 910 - 203 \times [\text{C}]^{1/2} + 44,7 \times [\text{Si}] - 30 \times [\text{Mn}] + 700 \times [\text{P}] + 400 \times [\text{Al}] + 400 \times [\text{Ti}] + 104 \times [\text{V}] - 11 \times [\text{Cr}] + 31,5 \times [\text{Mo}] - 20 \times [\text{Cu}] - 15,2 \times [\text{Ni}] \text{ --- (2)}$$

donde [C], [Si], [Mn], [P], [Al], [Ti], [V], [Cr], [Mo], [Cu] y [Ni] indican contenidos de C, Si, Mn, P, Al, Ti, V, Cr, Mo, Cu y Ni (% en masa), respectivamente. Cuando algún elemento indicado en un cierto término de fórmula (1) o (2) anterior no está contenido, el cálculo se realiza bajo el supuesto de que el término no existe en la fórmula.

[Tabla 1]

Grado de acero	Composición de elementos químicos* (% en masa)																Punto de transformación AC ₁	Punto de transformación AC ₃	Valor A
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B	Al	N				
A	0,232	1,19	1,41	0,014	0,0021	-	-	-	-	-	-	-	-	0,053	0,0047	743	854	832	
B	0,231	1,21	1,39	0,014	0,0021	-	0,21	-	-	-	-	-	-	0,053	0,0047	747	854	832	
C	0,222	1,20	1,29	0,014	0,0021	-	0,21	-	-	-	0,027	0,0033	0,0033	0,053	0,0047	748	869	845	
D	0,225	1,31	1,33	0,014	0,0021	0,15	-	-	-	-	0,027	0,0033	0,0033	0,053	0,0047	747	871	846	
E	0,234	1,10	1,52	0,014	0,0021	-	0,22	-	-	-	0,027	0,0033	0,0033	0,053	0,0047	739	854	831	
F	0,229	1,04	1,41	0,014	0,0021	0,07	-	0,18	-	-	0,027	0,0033	0,0033	0,053	0,0047	741	855	833	
G	0,219	1,20	1,14	0,014	0,0021	-	-	0,15	0,03	-	0,027	0,0033	0,0033	0,053	0,0047	748	876	850	
H	0,225	1,23	1,26	0,014	0,0021	-	-	-	0,17	-	0,027	0,0033	0,0033	0,053	0,0047	742	878	851	
I	0,217	1,41	1,44	0,014	0,0021	-	-	0,20	-	0,03	0,027	0,0033	0,0033	0,053	0,0047	752	875	850	
J	0,230	0,89	1,37	0,014	0,0021	-	-	0,19	-	-	0,027	0,0033	0,0033	0,053	0,0047	737	851	828	
K	0,047	0,89	1,25	0,014	0,0021	-	-	0,19	-	-	0,027	0,0033	0,0033	0,053	0,0047	739	908	874	
L	0,230	0,21	1,22	0,014	0,0021	-	-	0,19	-	-	0,027	0,0033	0,0033	0,053	0,0047	719	825	804	

* El resto consiste en hierro e impurezas inevitables distintas de P, S, y N,

Las láminas de acero obtenidas de este modo se calentaron en las condiciones respectivas mostradas a continuación en la tabla 2, y a continuación se sometieron a tratamiento de enfriamiento usando un sistema de ensayo de tratamiento térmico a alta velocidad para láminas de acero (serie CAS, disponible en ULVAC-RIKO, Inc.), que puede controlar una velocidad media de enfriamiento. Las láminas de acero que iban a someterse al tratamiento de enfriamiento tenían un tamaño de 190 mm x 80 mm (y un espesor de lámina de 1,4 mm). Las láminas de acero chapadas (ensayos n.º 22 y 23) se prepararon de la siguiente manera: la lámina de acero anterior antes del tratamiento de calentamiento y enfriamiento se sometió a un tratamiento térmico para tener una estructura inicial prescrita usando un simulador de chapado, seguido de la galvanización por baño en caliente para obtener una lámina de acero galvanizada por baño en caliente (GI) del ensayo n.º 22, o seguido de una galvanización por baño en caliente y un tratamiento de aleación subsiguiente para obtener una lámina de acero galvanizada por baño en caliente aleada (GA) del ensayo n.º 23.

Para las láminas de acero respectivas después de los tratamientos anteriores (calentamiento y enfriamiento), se realizó la medición de la resistencia a la tracción (TS) y el alargamiento (alargamiento total EL) y la observación de la estructura metálica (fracción de cada estructura) mediante los métodos descritos a continuación.

[Resistencia a la tracción (TS) y alargamiento (alargamiento total EL)]

Las muestras de ensayo JIS n.º 5 se usaron para ensayos de tracción para medir la resistencia a la tracción (TS) y el alargamiento (EL). En ese momento, la velocidad de deformación en los ensayos de tracción se estableció en 10 mm/s. En la presente invención, las muestras de ensayo se evaluaron como "pasa", cuando se cumplía cualquiera de las siguientes condiciones: (a) la resistencia a la tracción (TS) es de 780 a 979 MPa y el alargamiento (EL) es del 25 % o más; (b) la resistencia a la tracción (TS) es de 980 a 1179 MPa y el alargamiento (EL) es del 20 % o más; y (c) la resistencia a la tracción (TS) es de 1180 MPa o más y el alargamiento (EL) es del 15 % o más.

[Observación de la estructura metálica (fracción de cada estructura)]

(1) Para la martensita recocida, la bainita, y las estructuras de bainita recocidas en las láminas de acero, cada una de las láminas de acero se sometió a un ataque con nital, y a continuación se observó por SEM (con una ampliación de 1000x o 2000x), distinguiéndose la martensita recocida, la bainita, y la bainita recocida para determinar sus respectivas fracciones (fracciones de volumen).

(2) Para la fracción de austenita retenida en las láminas de acero, cada una de las láminas de acero se midió por un método de difracción de rayos X, después de la molienda a espesores de un cuarto de las láminas de acero y un pulido químico posterior (véase, por ejemplo, ISJJ Int. Vol. 33 (1933), n.º 7, pág. 776).

(3) Para la fracción de martensita templada, cada una de las láminas de acero se sometió a ataque LePera, y suponiendo un contraste blanco como una estructura mixta de martensita templada y austenita retenida, se midió la fracción de volumen de la estructura mixta. La fracción de martensita templada se calculó restando la fracción de austenita retenida, que se había determinado por un método de difracción de rayos X, de la fracción de volumen de la estructura mixta.

Estos resultados se muestran a continuación en la tabla 2, junto con la pre-formación de la estructura de lámina de acero (estructura inicial) y las condiciones de producción (temperatura de calentamiento y velocidad media de enfriamiento).

[Tabla 2]

N.º de ensayo	Grado de acero	Condiciones de producción				Estructura inicial (% en volumen)						Resistencia a la tracción TS (MPa)	EL (%)
		Estructura inicial (% en volumen)		Temperatura de calentamiento (°C)	Velocidad media de enfriamiento (°C/s)	Martensita recocida	Bainita recocida	Martensita templada	Otra estructura	Austenita retenida			
		Martensita	Bainita								Superficie		
1	A	100	-	ninguno	930	40	0	0	10	90 (bainita)	0	1200	7
2	A	100	-	ninguno	825	40	44	0	35	15 (bainita)	6	1020	22
3	A	100	-	ninguno	800	40	60	0	20	12 (bainita)	8	920	25
4	A	100	-	ninguno	775	40	80	0	10	0	10	850	28
5	A	100	-	ninguno	730	40	0	0	0	100 (martensita revenida)	0	610	15
6	A	100	-	ninguno	825	10	40	0	9	20 (perlita) 30 (bainita)	1	850	10
7	A	-	100	ninguno	825	40	0	48	30	16 (bainita)	6	1010	23
8	B	100	-	ninguno	825	40	45	0	38	10 (bainita)	7	1180	17
9	C	100	-	ninguno	825	40	45	0	38	10 (bainita)	7	1180	16
10	D	100	-	ninguno	800	40	49	0	41	3 (bainita)	7	1194	19,9
11	E	100	-	ninguno	800	40	45	0	49	0	6	1198	19,5
12	F	100	-	ninguno	800	40	47	0	48	0	5	1223	16,2
13	G	100	-	ninguno	800	40	47	0	37	8 (bainita)	8	1245	19,6
14	H	100	-	ninguno	800	40	50	0	40	2 (bainita)	8	1198	16,8
15	I	100	-	ninguno	800	40	50	0	40	4 (bainita)	6	1225	16,2
16	J	100	-	ninguno	800	40	46	0	37	10 (bainita)	7	1221	18,2
17	K	100	-	ninguno	800	40	50	0	21	27 (bainita)	2	922	13,4
18	L	100	-	ninguno	800	40	45	0	42	13 (bainita)	0	1173	11,4
19	C	80	-	ninguno	800	40	49	0	42	2 (bainita)	7	1195	17,8
20	C	-	80	ninguno	800	40	50	0	38	6 (bainita)	6	1184	18,4

N.º de ensayo	Grado de acero	Condiciones de producción					Estructura de producto conformado (% en volumen)					Resistencia a la tracción TS (MPa)	EL (%)
		Estructura inicial (% en volumen)		Superficie	Temperatura de calentamiento (°C)	Velocidad media de enfriamiento (°C/s)	Martensita recocida	Bainita recocida	Martensita templada	Otra estructura	Austenita retenida		
		Martensita	Bainita										
21	C	-	50	ninguno	800	40	14	0	40	30 (ferrita) 10 (bainita)	6	1034	15,6
22	C	-	92	GI	800	40	47	0	38	9 (bainita)	6	1120	20,5
23	C	-	92	GA	800	40	49	0	39	5 (bainita)	7	1102	21,1

A partir de estos resultados, puede realizarse el siguiente análisis: los ensayos n.º 2 a 4, 7 a 16, 19, 20, 22, y 23 son ejemplos que cumplen los requisitos definidos en la presente invención, lo que indica que se obtuvieron piezas que tenían un equilibrio satisfactorio entre resistencia y ductilidad.

5 Por el contrario, los ensayos n.º 1, 5, 6, 17, 18, y 21 son ejemplos comparativos que no cumplen ninguno de los requisitos definidos en la presente invención, deteriorando de este modo todas las características. Más específicamente, el ensayo n.º 1 era el caso donde la temperatura de calentamiento era más alta que el valor, de modo que el producto conformado tenía una estructura compuesta principalmente por bainita y no se aseguró la austenita retenida, obteniendo de este modo solo un bajo alargamiento EL.

10 El ensayo n.º 5 era el caso donde la temperatura de calentamiento era más baja que el punto de transformación Ac_1 , de manera que el producto conformado tenía una estructura compuesta de martensita revenida al 100 % en volumen y no se aseguró la austenita retenida, obteniendo de este modo solo una baja resistencia a la tracción y un bajo alargamiento EL. El ensayo n.º 6 era el caso donde la velocidad media de enfriamiento durante el conformado era baja, de manera que no se aseguró la austenita retenida, obteniendo de este modo solo un bajo alargamiento EL.

15 El ensayo n.º 17 era el caso donde el contenido de C era menor que el definido en la presente invención (grado de acero K) en las composiciones químicas de la lámina de acero y el producto conformado, de manera que no se aseguró la austenita retenida, obteniendo de este modo solo un bajo alargamiento EL. El ensayo n.º 18 era el caso
20 donde el contenido de Si era menor que el definido en la presente invención (grado de acero L) en las composiciones químicas de la lámina de acero y el producto conformado, de manera que no se aseguró la austenita retenida, obteniendo de este modo solo un bajo alargamiento EL.

25 El ensayo n.º 21 era el caso donde la fracción de bainita en la estructura inicial de la lámina de acero era menor que la definida en la presente invención, de manera que la fracción de martensita se convirtió en baja y la fracción de otras estructuras (ferrita y bainita) se convirtió en alta en la estructura del producto conformado, obteniéndose de este modo solo un bajo alargamiento EL.

30 **Aplicabilidad industrial**

La presente invención hace posible proporcionar un producto conformado por prensado en caliente, que incluye una lámina de acero delgada conformada por un método de conformado por prensado en caliente, y que tiene una estructura metálica que contiene austenita retenida del 3 % al 20 % en volumen, por lo que el equilibrio entre resistencia y alargamiento puede controlarse en un intervalo adecuado y puede lograrse una alta ductilidad.

35 **Descripción de números de referencia**

- 40 1: punzón
2: matriz
3: portapieza portaprimordio
4: lámina de acero (pieza en bruto)

REIVINDICACIONES

1. Un producto conformado por prensado en caliente, que comprende una lámina de acero delgada conformada por un método de conformado por prensado en caliente, y que tiene una estructura metálica que consiste en austenita retenida del 3 % al 20 % en volumen, martensita recocida o bainita recocida del 30 % al 97 % en volumen, y martensita templada del 0 % al 67 % en volumen, donde el producto conformado por prensado en caliente tiene una composición de elementos químicos que consiste en:
- 5
- 10 C del 0,1 % al 0,3 %, donde “%” significa “% en masa”, y lo mismo se aplica a lo siguiente con respecto a la composición de elementos químicos:
- 15 Si del 0,5 % al 3 %;
Mn del 0,5 % al 2 %;
P al 0,05 % o menos, no incluyendo el 0 %;
S al 0,05 % o menos, no incluyendo el 0 %;
Al del 0,01 % al 0,1 %;
N del 0,001 % al 0,01 %;
opcionalmente B al 0,01 % o menos y Ti al 0,1 % o menos;
- 20 opcionalmente uno o más seleccionados del grupo que consiste en Cu, Ni, Cr y Mo al 1 % o menos en total; y opcionalmente V y/o Nb al 0,1 % o menos en total, y consistiendo el resto en hierro e impurezas inevitables.
- 25
2. Un proceso para producir un producto conformado por prensado en caliente como se expone en la reivindicación 1, que comprende:
- 30 calentar una lámina de acero delgada que tiene una estructura metálica que contiene martensita o bainita al 80 % en volumen o más a una temperatura no menor que el punto de transformación Ac_1 y no mayor que (punto de transformación $Ac_1 \times 0,2 +$ punto de transformación $Ac_3 \times 0,8$); y a continuación a partir del conformado de la lámina de acero delgada con una herramienta de prensa producir el producto conformado por prensado en caliente como se expone en la reivindicación 1, conformado durante el que se mantiene una velocidad media de enfriamiento de 20 °C/s o más en la herramienta de prensa.

[Fig. 1]

