

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 569 190**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)

B21D 22/20 (2006.01)

C21D 1/18 (2006.01)

C21D 9/00 (2006.01)

C22C 38/60 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **08.06.2012 E 12796568 (9)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **13.04.2016 EP 2719787**

54 Título: **Artículo moldeado por estampación en caliente, método para producir el mismo, y lámina de acero fina para el moldeado por estampación en caliente**

30 Prioridad:

10.06.2011 JP 2011130636

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

09.05.2016

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 2 569 190 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 estampación en caliente, método para producir el mismo, y lámina de acero fina para el moldeado por estampación en caliente

5

Campo de la invención

La presente invención se refiere a un producto estampado en caliente que debe tener una resistencia alta, tal como se utiliza en los miembros estructurales de partes de automóvil, un proceso para producir el mismo, y una lámina de acero fina para la estampación en caliente. En particular, la presente invención se refiere a un producto estampado en caliente que puede estar provisto de una forma prescrita y, al mismo tiempo tratarse térmicamente para tener una resistencia prescrita cuando se forma una lámina de acero (preforma) precalentada en la forma prescrita, un proceso para producir un producto estampado en caliente de este tipo, y una lámina de acero fina para la estampación en caliente.

10

15

Antecedentes de la técnica

Como una de las medidas para la mejora de la economía de combustible en automóviles partiendo de los problemas ambientales a nivel mundial, se ha procedido con el aligeramiento de las carrocerías de automóviles, y las láminas de acero a utilizarse en los automóviles se deben reforzar tanto como sea posible. Sin embargo, el gran fortalecimiento de láminas de acero para el aligeramiento del automóvil disminuye la elongación EL o el valor r (valor de Lankford), lo que da como resultado el deterioro de la capacidad de estampación en caliente o la capacidad de fijación de la forma.

20

25

Para resolver un problema de este tipo, un método de estampación en caliente se ha adoptado para la producción de partes, en cuyo método una lámina de acero se calienta a una temperatura prescrita (por ejemplo, una temperatura para cambio a fase austenítica) para disminuir su resistencia (es decir, que se pueda formar fácilmente) y formarse después con una herramienta de prensa a una temperatura (por ejemplo, temperatura ambiente) inferior a la de la lámina de acero fina, por lo que la lámina de acero está provista de una forma y al mismo tiempo se trata térmicamente enfriándose rápidamente (templándose), lo que hace uso de una diferencia de temperatura entre ambas, para asegurar su resistencia después de la formación.

30

35

De acuerdo con un método de estampación en caliente de este tipo, una lámina de acero se forma en un estado de baja resistencia, y por lo tanto, la lámina de acero tiene una recuperación elástica reducida (capacidad de fijación de forma favorable). Además, el uso de un material que tiene excelente capacidad de endurecimiento, al que se han añadido elementos de aleación tales como Mn y B, obteniendo de este modo una resistencia de clase 1500 MPa en términos de resistencia a la tracción por enfriamiento rápido. Un método de estampación en caliente de este tipo se ha denominado con varios nombres, además de un método de prensado térmico, tal como un método de estampación en caliente, un método de estampado en caliente, un método de estampa en caliente, y un método de enfriamiento rápido en matriz.

40

La Figura 1 es una vista explicativa esquemática que muestra la estructura de una herramienta de prensa para realizar la de estampación en caliente como se ha descrito anteriormente (representado en lo sucesivo a veces por "estampa en caliente"). En esta Figura, los números de referencia 1, 2, 3 y 4 representan un punzón, una matriz, un soporte de preformas, y una lámina de acero (preforma), respectivamente, y las abreviaturas BHF, rp, rd, y CL representan una fuerza de retención de preforma, un radio de reborde del punzón, un radio de reborde de la matriz, y un espacio libre entre el punzón y la matriz, respectivamente. En estas partes, el punzón 1 y la matriz 2 tienen un pasaje 1a y un paso 2a, respectivamente, formados en el interior de las mismas, a través cuyos pasos se puede permitir el paso de un medio de enfriamiento (por ejemplo, agua), y la herramienta de prensa se fabrica para tener una estructura de manera que estos miembros se puedan enfriar al permitir que el medio de enfriamiento pase a través de estos pasos.

45

50

Cuando una lámina de acero se somete a estampación en caliente (por ejemplo, embutición profunda en caliente) con una herramienta de prensa, la formación se inicia en un estado donde la lámina de acero (preforma) 4 se ablanda por calentamiento a una temperatura dentro de la región bifásica, que es del punto de transformación Ac_1 del punto de transformación Ac_3 , o una temperatura dentro de la región monofásica, que no es inferior al punto de transformación Ac_3 . Más específicamente, la lámina de acero 4 se introduce en una cavidad de 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 el estado de alta temperatura estando intercalada entre la matriz 2 y el soporte de preformas 3, formando de esta manera la lámina de acero 4 en una forma correspondiente a la forma exterior del punzón 1 al tiempo que reduce el diámetro exterior de la lámina de acero 4. Además, el calor se elimina de la lámina de acero 4 a la herramienta de prensa (punzón 1 y matriz 2) mediante el enfriamiento del punzón 1 y la matriz 2 en paralelo con la formación y el endurecimiento del material se realiza por la retención y enfriamiento adicional de la lámina de acero 4 en el punto muerto menos en la formación (el punto de tiempo cuando el cabezal del punzón se sitúa en el nivel más profundo: el estado mostrado en la Figura 1). Los productos formados con gran precisión dimensional y una resistencia de clase 1500 MPa se pueden obtener mediante la realización de un método de formación de este tipo. Por otra parte,

60

65

un método de formación de este tipo da como resultado que el volumen de una máquina de presión se pueda hacer más pequeño debido a que una carga de formación se puede reducir en comparación con el caso donde partes de la misma clase de resistencia se conforman por prensado en frío.

5 Como las láminas de acero para la estampa en caliente, que se han utilizado ampliamente en la actualidad, se conocen las láminas de acero en base a acero 22MnB5. Estas láminas de acero tienen resistencias a la tracción de 1500 MPa y elongaciones de aproximadamente el 6 % al 8 %, y se han aplicado a miembros resistentes a impactos (los miembros % por área se deforman se % por área fracturan tanto sea posible al momento del impacto). Además, algunos desarrollos también han procedido al aumento del contenido de C y a un fortalecimiento incluso mayor (en
10 clase 1500-1800 MPa) en base al acero 22MnB5.

Sin embargo, no hay casi ninguna aplicación de grados de acero distintos del acero 22MnB5. Uno puede encontrar una situación actual donde se tiene poca consideración en los grados de acero o en los métodos para controlar la resistencia y la elongación de las partes (por ejemplo, disminuir resistencia a la clase 980 MPa y mejorar el al 20 %) para ampliar su campo de aplicación a otros miembros resistentes a impactos.
15

En los automóviles de clase intermedia o alta, teniendo en cuenta la compatibilidad (función de, cuando un automóvil de clase pequeña choca, hace que el otro lado sea seguro) al momento del impacto lateral o posterior, ambas funciones de una porción resistente a impactos y una porción de absorción de energía se pueden proporcionar a veces en partes tales como pilares B o los miembros laterales posteriores. Para producir tales miembros, se ha utilizado principalmente hasta ahora, por ejemplo, un método donde láminas de acero de resistencia a tracción ultra alta con resistencia alta de clase 980 MPa y láminas de acero de resistencia a la tracción alta con un elongación de clase 440 MPa se sueldan con láser (para preparar una preforma soldada adaptada, abreviada como TWB) y se estampan en frío después. Sin embargo, en los últimos años, ha procedido el desarrollo de una técnica en la que las partes están provistas, cada una, con diferentes resistencias por estampa en caliente.
20
25

Por ejemplo, el Documento no Patentado 1 ha propuesto un método de soldar con láser acero 22MnB5 para la estampa en caliente y un material que no tiene una resistencia alta, incluso si se temple con una herramienta de prensa (para preparar una preforma soldada adaptada, abreviado como TWB), seguido de la estampa en caliente, en cuyo método se proporcionan diferentes resistencias de modo que la resistencia a la tracción en un lado de resistencia alta (es decir, lado de la porción resistente a impactos) se convierte en 1500 MPa (y la elongación se convierte en 6 % al 8 %) y la resistencia a la tracción en un lado de resistencia baja (es decir, lado de la porción de absorción de energía) se convierte en 440 MPa (y la elongación se convierte en el 12 %). Además, como la técnica de proporcionar partes cada una con diferentes resistencias, también se han propuesto algunas técnicas, tal como se divulga en los Documentos no Patentados 2 a 4.
30
35

Las técnicas divulgadas en los Documentos no Patentados 1 y 2 proporcionan una resistencia a la tracción no superior a 600 MPa y un elongación de aproximadamente el 12 % al 18 % en una lado de la porción de absorción de energía, en la que las técnicas, por ejemplo, la soldadura por láser (para preparar un preforma soldada adaptada, abreviada como TWB) se necesitan previamente, lo que aumenta el número de etapas y da como resultado un alto coste. Además, da como resultado el calentamiento de porciones de absorción de energía, que no se tienen que endurecer originalmente. Por lo tanto, estas técnicas no son preferidas desde el punto de vista de consumo de energía.
40

La técnica descrita en el Documento no Patentado 3 se basa en el acero 22MnB5, donde la adición de boro adicional afecta, por ejemplo, adversamente a la robustez de la resistencia después del temple frente al calentamiento a una temperatura dentro de la región bifásica, lo que hace difícil el control de la resistencia en un lado de la porción de absorción de energía, y haciendo más posible la obtención de solamente un elongación tan bajo como el 15 %.
45
50

La técnica descrita en el Documento no Patentado 4 se basa en el acero 22MnB5, y por lo tanto, esta técnica no es económica por que el control se realiza de tal manera que el 22MnB5, que originalmente tiene excelente capacidad de endurecimiento, no se endurece (control de enfriamiento de la herramienta de prensa).

55 Documentos de la técnica anterior

Documentos no patentados

Documento no Patentado 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 de 2010.
60

Documento no Patentado 2: Usibor1500P(22MnB5)/1500MPa-8%-Ductibor500/550-700MPa-17% [buscado el27 de abril de 2013] Internet <<http://www.arcelormittal.com/tailoredblanks/pre/seifware.p1>>
65

Documento no Patentado 3: 22MnB5/por encima de Ac3/1500MPa-8%-por debajo de Ac3/Hv190-Ferrita/Cementita Rudiger Erhardt y Johannes Boke, "Industrial application of hot forming process simulation", Proc. de 1ª Int. Conf. de Formación de Láminas de Metal en Caliente de Acero de Alto Rendimiento, ed. por Steinhoff, K., Oldenburg, M, Steinhoff, y Prakash, B., pág. 83-88, 2008.

Documento no Patentado 4: Begoña Casas, David Latre, Noemi Rodriguez, e Isaac Valls, " Tailor made tool materials for the present and upcoming tooling solutions in hot sheet metal forming ", Proc. de 1ª Int. Conf. de Formación de Láminas de Metal en Caliente de Acero de Alto Rendimiento, ed. por Steinhoff, K., Oldenburg, M, Steinhoff, y Prakash, B., pág. 23-35, 2008. El documento JP 2007 016 296 divulga una placa de acero para la estampación en caliente en partes de automóviles.

Sumario de la invención

Problemas a resolver por la invención

La presente invención se ha realizado en vista de las circunstancias descritas anteriormente, y su objeto es proporcionar un producto estampado en caliente donde el equilibrio entre la resistencia y la elongación se puede controlar en un rango adecuado y se puede lograr una alta ductilidad, un proceso útil para la producción de un producto estampado tan caliente, y una lámina de acero fina para la estampación en caliente.

Medios para resolver los problemas

El producto estampado en caliente de la presente invención, que se puede conseguir el objeto anterior, es un producto estampado en caliente, caracterizado por comprender una lámina de acero fina formada por un método de moldeo por estampación en caliente, y con una estructura metálica que contiene ferrita del 30 % al 80 % por área, ferrita bainítica en menos del 30 % por área sin incluir 0 % por área, martensita al 30 % por área o menos sin incluir 0 % por área, y austenita retenida del 3 % al 20 % por área.

En el producto estampado en caliente de la presente invención, la composición de elementos químicos del mismo no se limita particularmente a los ejemplos típicos que pueden incluir la siguiente composición de elementos químicos: C del 0,1 % al 0,3 %, donde "%" significa "el % en masa", y lo mismo se aplica a continuación con respecto a la composición de elementos químicos; Si del 0,5 % al 3 %; MN del 0,5 % al 2 %; P del 0,05 % o menos sin incluir el 0 %, S del 0,05 % o menos sin incluir el 0 %, Al del 0,01 % al 0,1 %; y N del 0,001 % al 0,01 %, y el resto formado por hierro e impurezas inevitables.

En el producto estampado en caliente de la presente invención, también es útil permitir que los elementos adicionales contengan, 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, % por área, 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. Dependiendo del tipo de elemento a contener, el producto estampado en caliente puede tener otras características mejoradas.

Cuando se produce el producto estampado en caliente de la presente invención, se pueden utilizar las siguientes etapas, es decir, calentar una lámina de acero laminada en caliente tiene una estructura metálica que contiene ferrita al 50 % por área o más, o una lámina de acero laminada en frío a una reducción del 30 % o más, a una temperatura no menos que el punto de transformación Ac_1 y no superior al punto de transformación $Ac_1 \times 0,3 +$ el punto de transformación $Ac_3 \times 0,7$ y, a continuación, iniciar la formación de la lámina de acero laminada en caliente o de la lámina de acero laminada en frío con una herramienta de prensa para producir el producto estampado en caliente, durante cuya formación una velocidad de enfriamiento media de 20 °C/s o superior se mantiene en la herramienta de prensa y formación que termina a una temperatura no superior alta que la temperatura de inicio de transformación bainítica $Bs - 100^\circ$. La temperatura de terminación de formación se puede controlar preferentemente en un rango de temperatura de superior a la temperatura de inicio de transformación bainítica $Bs - 100^\circ C$ y no inferior al punto de temperatura de inicio de transformación martensítica Ms , donde el rango de temperatura de la lámina de acero puede retenerse preferentemente durante 10 segundos o más, seguido de la formación.

Como alternativa, el siguiente método se puede adoptar como el otro método. Cuando una lámina de acero fina se estampación con una herramienta de prensa, la lámina de acero fina se puede calentar a una temperatura no inferior al punto de transformación Ac_3 y no superior a 1000 °C, y a continuación, se enfría a una temperatura no superior a 700 °C y no inferior a 500 °C a una velocidad de enfriamiento media de 10 °C/s o menor, y después la formación de la lámina de acero fina se puede iniciar, durante cuya formación la velocidad de enfriamiento media de 20 °C/s o superior se puede mantener en la herramienta de prensa, y formación que se puede terminar a una temperatura no superior a la temperatura de inicio de transformación bainítica $Bs - 100^\circ$. También en este método, la temperatura de terminación de formación se puede controlar preferentemente en un rango de temperatura no superior a (la temperatura de inicio de transformación bainítica $Bs - 100^\circ$ y no inferior al punto de temperatura de inicio de transformación martensítica Ms , donde el rango de temperatura de la lámina de acero se puede retener preferentemente durante 10 segundos o más, seguido de la formación.

La presente invención incluye además una lámina de acero fina para la estampación en caliente, que se destina para la producción de un producto estampado en caliente como se ha descrito anteriormente, y esta lámina de acero fina se caracteriza por ser una lámina de acero laminada en caliente con una estructura metálica, estructura que contiene ferrita al 50 % por área o más, o una lámina de acero laminada en frío con una reducción del 30 % o más.

5

Efectos de la invención

La presente invención hace posible que: se pueda permitir la existencia de austenita en una fracción apropiada para ajustar la estructura metálica de un producto estampado en caliente controlando adecuadamente las condiciones de un método de estampación en caliente; un producto estampado caliente que tiene una ductilidad más mejorada (ductilidad retenida) inherente al producto formado en comparación con el caso en que se utiliza el acero 22MnB5 convencional; y la resistencia y la elongación se pueden controlar por una combinación de condiciones de tratamiento térmico y la pre-formación de la estructura de lámina de acero (estructura inicial). Además, el control de la temperatura de calentamiento dentro de la región bifásica hace que sea posible proporcionar diferentes resistencias y elongaciones libremente.

10

15

Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es una vista explicativa esquemática que muestra la estructura de una herramienta de prensa para realizar la estampación en caliente.

20

Modo de realizar la invención

Los presentes inventores han estudiado a partir de varios ángulos realizar un producto estampado en caliente que tenga una resistencia prescrita y que presente además una excelente ductilidad (elongación) después de su formación cuando una lámina de acero se calienta a una temperatura prescrita y se estampa después en caliente para producir el producto formado.

25

Como resultado, los presentes inventores han encontrado que un producto estampado en caliente con excelente equilibrio entre resistencia y ductilidad se puede lograr cuando el tipo de una lámina de acero, temperatura de calentamiento, y condiciones de formación se controlan adecuadamente de modo que su estructura se controla para contener austenita retenida del 3 % al 20 % por área en la estampación en caliente de una lámina de acero con una herramienta de prensa, completando así la presente invención.

30

Las razones para establecer los rangos de las respectivas estructuras (estructuras básicas) en el producto estampado en caliente de la presente invención son las siguientes:

35

[Ferrita del 30 % al 80 % por área]

La alta ductilidad de un producto estampado en caliente se puede lograr haciendo que su estructura se componga principalmente de ferrita fina y de alta ductilidad.

40

Desde este punto de vista, la fracción de área de ferrita se debe controlar para que sea el 30 % por área o más. Sin embargo, cuando esta fracción del área es superior al 80 % por área, la resistencia prescrita se vuelve insegura. La fracción de ferrita puede ser preferentemente no inferior al 40 % por área como el límite inferior preferido (más preferentemente no inferior al 45 % por área) y no superior al 70 % por área como el límite superior preferido (más preferentemente no superior al 65 % por área).

45

[Ferrita bainítica en menos del 30 % por área (sin incluir 0 %)]

La ferrita bainítica es eficaz para la mejora de la resistencia, pero causa una ligera disminución de la ductilidad. Por lo tanto, la fracción de ferrita bainítica se debe controlar para ser inferior al 30 % por área como el límite superior. La fracción de ferrita bainítica puede ser preferentemente no inferior al 5 % por área como el límite inferior preferido (más preferentemente no inferior al 10 % por área) y no superior al 25 % por área como el límite superior preferido (más preferentemente no superior al 20 % por área).

50

55

[Martensita al 30 % por área o menos (sin incluir 0 %)]

La martensita es eficaz para la mejora de la resistencia, pero provoca una considerable disminución de la ductilidad. Por lo tanto, la fracción de martensita se debe controlar para no ser superior al 30 % por área como el límite superior. La fracción de martensita puede ser preferentemente no inferior al 5 % por área como el límite inferior preferido (más preferentemente no inferior al 10 % por área) y no superior al 25 % por área como el límite superior preferido (más preferentemente no superior al 20 % por área).

60

[Austenita retenida del 3 % a 20 % por área]

65

La austenita retenida se transforma en martensita durante la deformación plástica, teniendo de ese modo el efecto de aumentar la velocidad de endurecimiento de trabajo (plasticidad de inducción de transformación) para mejorar la ductilidad de un producto formado. Para hacer tal efecto exhibido, la fracción de austenita retenida se debe controlar para estar al 3 % por área o más. Cuando la fracción de austenita retenida es más alta, la ductilidad se vuelve más excelente. En una composición a utilizarse para láminas de acero de automóviles, la austenita retenida que se puede asegurar es limitada, cuyo límite superior se vuelve aproximadamente el 20 % por área. La fracción de austenita retenida puede ser preferentemente no inferior al 5 % por área como el límite inferior preferido (más preferentemente no inferior al 7 % por área) y no superior al 15 % por área como el límite superior preferido (más preferentemente no superior al 10 % por área).

Cuando se produce el producto estampado en caliente de la presente invención, una lámina de acero laminada en caliente que tiene una estructura metálica que contiene ferrita al 50 % por área o más, o una lámina de acero laminada en frío en una reducción del 30 % o más, se pueden utilizar, y cuando la lámina de acero laminada en caliente o la lámina de acero laminada en frío se estampan con una herramienta de prensa, la lámina de acero laminada en caliente o la lámina de acero laminada en frío se pueden calentar a una temperatura no inferior al punto de transformación Ac_1 y no superior a (punto de transformación $Ac_1 \times 0,3 +$ punto de transformación $Ac_3 \times 0,7$), y después la formación de la lámina de acero laminada en caliente o de la lámina de acero laminada en frío se puede iniciar, durante tal formación una velocidad de enfriamiento media de 20 °C/s o más se puede mantener en la herramienta de prensa, y formación que se puede terminar a una temperatura no superior a (la temperatura de inicio de transformación bainítica $Bs - 100$ °C). Las razones para la definición de los requisitos respectivos en este proceso son los siguientes:

[Utilizar una lámina de acero laminada en caliente que tiene una estructura metálica que contiene ferrita al 50 % por área o más, o una lámina de acero laminada en frío en una reducción del 30 % o más]

Para obtener la estructura de ferrita, que tiene altas contribuciones a la ductilidad, durante el calentamiento a una temperatura dentro de la región bifásica, el tipo de una lámina de acero (lámina de acero para la formación) se debe seleccionar adecuadamente. Cuando una lámina de acero laminada en caliente se utiliza como la lámina de acero para la formación, es importante lograr que la fracción de ferrita sea alta y que la ferrita se mantenga durante el calentamiento a una temperatura dentro de la región bifásica. Desde este punto de vista, la lámina de acero laminada en caliente a utilizar puede tener preferentemente una estructura metálica que contiene ferrita al 50 % por área o más. La fracción de ferrita puede ser preferentemente no inferior al 60 % por área como el límite inferior preferido (más preferentemente no inferior al 70 % por área). Cuando la fracción de ferrita en la lámina de acero laminada en caliente es demasiado alta, la fracción de ferrita en el producto formado es demasiado alta. Por lo tanto, la fracción de ferrita en la lámina de acero laminada en caliente puede ser preferentemente no superior al 95 % por área, más preferentemente no superior al 90 % por área.

Por otra parte, se utiliza una lámina de acero laminada en frío, se convierte en un requisito importante que la recrystalización se produzca durante el calentamiento para formar ferrita libre de dislocación, y por lo tanto, la laminación (laminación en frío) se debe realizar a una reducción prescrita o superior, de modo que se produzca la recrystalización. En el caso de una lámina de acero laminada en frío, puede tener cualquier estructura. Desde este punto de vista, cuando se utiliza una lámina de acero laminada en frío, es preferible utilizar una lámina de acero laminada en frío en una reducción del 30 % o más. La reducción puede ser preferentemente del 40 % o superior, más preferentemente del 50 % o superior. La "reducción", como se usa en el presente documento es un valor determinado por la fórmula (1) siguiente.

$$\text{Reducción (\%)} = [(\text{espesor de la lámina de acero antes de la laminación en frío} - \text{espesor de la lámina de acero después de la laminación en frío}) / \text{espesor de la lámina de acero antes de la laminación en frío}] \times 100$$

[Calentar una lámina de acero a una temperatura no inferior al punto de transformación Ac_1 y no superior a (el punto de transformación $Ac_1 \times 0,3 +$ el punto de transformación $Ac_3 \times 0,7$), e iniciar después la formación]

Para causar la transformación parcial de, en tanto se mantiene, la ferrita, que está contenida en la lámina de acero, en austenita, la temperatura de calentamiento se debe controlar en un rango prescrito. El control adecuado de la temperatura de calentamiento hace que sea posible hacer que la transformación en martensita o austenita retenida en la etapa de enfriamiento proporcione el producto estampado en caliente final con una estructura deseada. Cuando la temperatura de calentamiento de la lámina de acero es inferior al punto de transformación Ac_1 , una fracción suficiente de austenita no se puede obtener durante el calentamiento, y por lo tanto, una fracción prescrita de austenita retenida no se puede asegurar en la estructura final (la estructura de un producto formado). Cuando la temperatura de calentamiento de la lámina de acero fina es superior a (el punto de transformación $Ac_1 \times 0,3 +$ el punto de transformación $Ac_3 \times 0,7$), la fracción de austenita transformada aumenta demasiado durante el calentamiento, y por lo tanto, una fracción prescrita de ferrita no se puede asegurar en la estructura final (la estructura de un producto formado).

[Durante la formación, una velocidad de enfriamiento media de 20 °C/s o más se mantiene en la herramienta de prensa, y la formación se termina a una temperatura no inferior a (la temperatura de inicio de transformación bainítica Bs - 100 °C)]

5 Para cambiar la austenita, que se ha formado en la etapa de calentamiento anterior, en una fracción prescrita de austenita retenida, mientras se evita la formación de cementita, la velocidad de enfriamiento media durante la formación y la temperatura de terminación de formación se deben controlar adecuadamente. Desde este punto de vista, la velocidad de enfriamiento media durante la formación se debe controlar para ser 20 °C/s o más, y la temperatura de terminación de formación se debe controlar para ser una temperatura no superior a (la temperatura de inicio de transformación bainítica Bs - 100 °C, abreviada a veces como "B - 100 °C"). La velocidad de enfriamiento media durante la formación puede ser preferentemente 30 °C/s o más (más preferentemente 40 °C/s o más). Con respecto a la temperatura de terminación de formación, la formación se puede terminar, mientras se enfría a temperatura ambiente a una temperatura de enfriamiento media como se ha descrito anteriormente. Como alternativa, el enfriamiento se detiene después del enfriamiento a una temperatura no superior a B - 100 °C, y después la formación se puede terminar. El control de la velocidad de enfriamiento media durante la formación se puede lograr por medio de, por ejemplo, (a) el control de la temperatura de una herramienta de prensa (utilizando un medio de enfriamiento que se muestra en la Figura 1 anterior) o (b) el control de la conductividad térmica de una herramienta de prensa (lo mismo se aplica al enfriamiento en el método descrito a continuación).

10 Como otro método para producir el producto estampado de la presente invención, cuando una lámina de acero se estampa con una herramienta de prensa, la lámina de acero fina se puede calentar a una temperatura no inferior al punto de transformación Acs y no superior a 1000 °C, y después la lámina de acero fina se enfría a una temperatura no superior a 700 °C y no inferior a 500 °C hasta una temperatura de enfriamiento media de 10 °C/s o más baja, y después la formación de la lámina de acero fina se puede iniciar, durante cuya formación una velocidad de enfriamiento media de 20 °C/s o más se puede mantener en la herramienta de prensa, y formación que se puede terminar a una temperatura no superior a (la temperatura de inicio de transformación bainítica Bs - 100 °C). Las razones para la definición de los requisitos respectivos en este proceso son las siguientes (lo mismo que se ha descrito anteriormente aplica a la temperatura de terminación del enfriamiento):

15 [Calentar una lámina de acero fina a una temperatura no inferior al punto de transformación Ac3 y no superior a 1000 °C]

20 Para ajustar correctamente la estructura de un producto estampado en caliente, la temperatura de calentamiento se debe controlar en un rango prescrito. El control adecuado de la temperatura de calentamiento hace que sea posible causar la transformación en una estructura compuesta principalmente de ferrita asegurando al mismo tiempo una fracción prescrita de austenita retenida en la etapa de enfriamiento posterior para proporcionar el producto estampado en caliente final con una estructura deseada. Cuando la temperatura de calentamiento de la lámina de acero fina es inferior al punto de transformación Ac3, una fracción suficiente de austenita no se puede obtener durante el calentamiento, y por lo tanto, una fracción prescrita de austenita retenida no se puede asegurar en la estructura final (la estructura de un formado producto). Cuando la temperatura de calentamiento de la lámina de acero fina es superior a 1000 °C, el tamaño de grano de austenita aumenta durante el calentamiento, y por lo tanto, la ferrita no se puede formar en el enfriamiento posterior.

25 [Enfriar a una temperatura no superior a 700 °C y no inferior a 500 °C a una velocidad de enfriamiento media de 10 °C/s o más baja, e iniciar después la formación]

30 Esta etapa de enfriamiento es una etapa importante para la formación de ferrita durante el enfriamiento. Cuando la velocidad de enfriamiento media en esta etapa de enfriamiento se supera los 10 °C/s, una fracción prescrita de ferrita no se puede asegurar. La velocidad de enfriamiento media puede ser preferentemente 7 °C/s o más baja, más preferentemente de 5 °C/s o menos. La temperatura de detención del enfriamiento de esta etapa de enfriamiento (esta temperatura se puede denominar, a veces, como la "temperatura de cambio de la velocidad de enfriamiento") se debe controlar para no superar 700 °C y no ser inferior a 500 °C. Cuando la temperatura de detención del enfriamiento supera los 700 °C, una fracción suficiente de ferrita no se puede asegurar. Cuando la temperatura de detención del enfriamiento se hace inferior a 500 °C, la fracción de ferrita se vuelve demasiado alta, y por lo tanto, la resistencia prescrita no se puede asegurar. La temperatura de detención del enfriamiento puede ser preferentemente no superior a 680 °C como el límite superior preferido (más preferentemente no superior a 660 °C) y no inferior a 520 °C como el límite inferior preferido (más preferentemente no inferior a 550 °C).

35 En cualquiera de estos métodos, la temperatura de terminación de formación se debe controlar para no ser superior a (la Bs - 100 °C), pero preferentemente se puede controlar en un rango de temperatura no inferior a la temperatura de inicio de transformación martensítica Ms (una temperatura en este rango puede a veces denominarse como la "temperatura de cambio de la temperatura de enfriamiento), en la que la retención del rango de temperatura se puede realizar preferentemente durante 10 segundos o más. La transformación bainítica puede proceder de austenita superenfriada para formar una estructura compuesta principalmente de ferrita por la retención en el rango de temperatura anterior durante 10 segundos o más. El tiempo de retención puede ser preferentemente de 50 segundos o más (más preferentemente de 100 segundos o más). Cuando el tiempo de retención se hace muy largo,

la austenita comienza a descomponerse, de modo que la fracción de austenita retenida no se puede asegurar. Por lo tanto, el tiempo de retención puede ser preferentemente de 1000 segundos o más corto (más preferentemente de 800 segundos o más corto).

- 5 La retención como se ha descrito anteriormente puede ser cualquier retención isotérmica, enfriamiento monótono, y la etapa de recalentamiento, siempre que se encuentra en el rango de temperatura anterior. Con respecto a una relación entre dicha retención y la formación, la retención como se ha descrito anteriormente se puede añadir en la etapa en que se termina la formación. Como alternativa, una etapa de retención se puede añadir dentro del rango de temperatura anterior durante la terminación de la formación. Después de que la formación se termina de tal manera, 10 la lámina de acero se puede dejar como está para su enfriamiento o enfriarse a una velocidad de enfriamiento adecuada hasta la temperatura ambiente (25 °C).

El proceso para producir el producto estampado en caliente de la presente invención se puede aplicar, no solo en el caso en que un producto estampado en caliente que tiene una forma simple como se muestra en la Figura 1 anterior se produce (es decir, método directo), sino también en el caso en que se produce un producto formado que tiene una forma relativamente complicada, incluso si se adopta cualquiera de los métodos descritos anteriormente. Sin embargo, en el caso de una forma de producto complicado, puede ser difícil proporcionar un producto con la forma final en una etapa de estampación única. En tal caso, se puede utilizar un método de estampación en frío en una etapa antes de la estampación en caliente (este método se ha denominado "método indirecto"). Este método incluye conformar previamente una porción difícil de formar en una forma aproximada mediante el procesamiento en frío y estampar después en caliente las otras porciones. Cuando se utiliza un método de este tipo para producir, por ejemplo, un producto formado que tiene tres proyecciones (picos de perfil) mediante la formación, dos proyecciones se forman mediante estampación en frío y la tercera proyección se forma después mediante estampación en caliente. 25

La presente invención está destinada a un producto estampado en caliente fabricado a partir de una lámina de acero de resistencia alta, cuyo grado de acero es aceptable, si tiene una composición de elementos químicos ordinarios como una lámina de acero de resistencia alta, en la que no obstante, los contenidos de C, Si, Mn, P, S, Al y N se pueden controlar preferentemente en sus respectivos rangos adecuados. Desde este punto de vista, los rangos preferidos de estos elementos químicos y los motivos para limitar sus rangos son los siguientes: 30

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

C es un elemento importante para asegurar la austenita retenida. La concentración de la austenita durante el calentamiento a una temperatura dentro de la región bifásica o a una temperatura dentro de la región monofásica, que no es inferior al de transformación Ac_3 , permite la formación de austenita retenida después del temple. Contribuye además a un aumento de la fracción de martensita. Cuando el contenido de C es menor que el 0,1 %, una fracción prescrita de austenita retenida no se puede asegurar, por lo que es imposible obtener una excelente ductilidad. Cuando el contenido de C se hace superior al 0,3 %, el resultado es que la resistencia es demasiado alta. 35 El contenido de C puede, más preferentemente, ser no inferior al 0,15 % como el límite inferior más preferido (aún más preferentemente no inferior al 0,20 %) y no superior al 0,27 % como el límite superior más preferido (aún más preferentemente no superior al 0,25 %). 40

[Si del 0,5 % al 3 %]

Si suprime la austenita después de calentarse a una temperatura dentro de la región bifásica o a una temperatura dentro de la región monofásica, que no es inferior al punto de transformación Ac_3 , de formarse en cementita, y exhibe la acción de aumento de la fracción de austenita retenida. Además, exhibe la acción de aumentar la resistencia mediante el aumento de la solución sólida sin deteriorar demasiado la ductilidad. Cuando el contenido de Si es inferior al 0,5 %, la austenita retenida no se puede asegurar en una fracción prescrita, por lo que es imposible obtener una excelente ductilidad. Cuando el contenido de Si supera el 3 %, el grado de aumento de la solución sólida se vuelve demasiado alto, lo que da como resultado el deterioro drástico de la ductilidad. El contenido de Si puede más preferentemente ser no inferior al 1,15 % como el límite inferior más preferido (aún más preferentemente no inferior al 1,20 %) y no superior al 2,7 % como el límite superior más preferido (aún más preferentemente no superior al 2,5 %). 50 55

[Mn del 0,5 % al 2 %]

Mn es un elemento para estabilizar la austenita y contribuye a un aumento de la austenita retenida. Para hacer tal efecto exhibido, Mn puede estar preferentemente contenido un 0,5 % o más. Sin embargo, cuando el contenido de Mn se vuelve excesivo, se evita la formación de ferrita, lo que hace imposible asegurar una fracción prescrita de ferrita, y por lo tanto, el contenido de Mn puede ser preferentemente el 2 % o menos. Además, una mejora considerable de la resistencia de austenita aumenta una carga de laminación en caliente, por lo que hace difícil producir láminas de acero, y por lo tanto, incluso desde el punto de vista de la productividad, no es preferible que el Mn tenga un contenido de más del 2 %. El contenido de Mn puede más preferentemente ser no inferior al 0,7 % como el límite inferior más preferido (aún más preferentemente no inferior al 0,9 %) y no superior al 1,8 % como el 60 65

límite superior más preferido (aún más preferentemente no superior al 1,6 %).

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

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

10

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

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

20

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

25 Al es útil como un elemento desoxidante y además es útil para la fijación de N disuelto en el acero como AlN para mejorar la ductilidad. Para hacer tal efecto efectivamente expuesto, el contenido de Al se puede controlar preferentemente para ser el 0,01 % o superior. Sin embargo, cuando el contenido de Al supera el 0,1 %, da lugar a la formación excesiva de Al_2O_3 lo que deteriora la ductilidad. El contenido de Al puede ser más preferentemente no inferior al 0,013 % como el límite inferior más preferido (aún más preferentemente no inferior al 0,015 %) y no superior al 0,08 % como el límite superior más preferido (aún más preferentemente no superior al 0,06 %).

30

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

35 N es un elemento inevitablemente incorporado en el acero, y una reducción del contenido de N puede ser preferida, pero tiene, sin embargo, una limitación en el proceso real. Por lo tanto, el límite inferior del contenido de N se establece en el 0,001 %. Cuando el contenido de N se vuelve excesivo, la ductilidad se deteriora por el envejecimiento por deformación, o la adición de B causa la deposición de N como BN, lo que reduce el efecto de mejorar la capacidad de endurecimiento por solución sólida de B. Por lo tanto, el límite superior del contenido de N se establece en el 0,01 %. El contenido de N puede ser más preferentemente no superior al 0,008 % como el límite superior más preferido (aún más preferentemente no superior al 0,006 %).

40

Los componentes químicos básicos en el producto estampado 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 estampado 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 carburos tales como Zr, Hf, Ta, W y Mo) en un nivel tal que estos componentes menores no inhiben las características de la lámina de acero de la presente invención, y pueden contener además impurezas inevitables (por ejemplo, O, H) diferentes de P, S, y N.

45

También es útil permitir que el producto estampado de la presente invención contenga elementos adicionales, cuando sea necesario; por ejemplo, (a) B al 0,01 % o menos (no incluyendo 0 %) y Ti al 0,1 % o menos (no incluyendo 0 %); (b) uno o más seleccionados del grupo que consiste en Cu, % por área, Cr y Mo y al 1 % o menos (sin incluir 0 %) en total; y (c) V y/o Nb al 0,1 % o menos (sin incluir 0 %) en total. El producto estampado puede tener otras características mejoradas en función de los tipos de elementos contenidos. Cuando se contienen estos elementos, sus rangos preferidos y los motivos para la limitación son los siguientes:

50

[B al 0,01 % o menos (no incluyendo 0 %) y Ti al 0,1 % o menos (sin incluir 0 %)]

55

B es un elemento para evitar la formación de cementita durante el enfriamiento después del calentamiento, con lo que contribuye a la fijación de austenita retenida. Para hacer tal efecto exhibido, B preferentemente puede estar contenido en el 0,0001 % o más, pero incluso si el contenido de B es superior al 0,01 %, el efecto se satura. El contenido de B puede más preferentemente ser no inferior al 0,0002 % como el límite inferior más preferido (aún más preferentemente no inferior al 0,0005 %) y no superior al 0,008 % como el límite superior más preferido (aún más preferentemente no superior al 0,005 %).

60

Por otra parte, Ti fija N y mantiene B en el estado de solución sólida, exhibiendo con ello el efecto de mejorar la capacidad de endurecimiento. Para hacer tal efecto exhibido, el contenido de Ti puede ser preferentemente al menos 4 veces superior al el contenido de N. Sin embargo, cuando el contenido de Ti se vuelve excesivo más allá de 0,1 %, da lugar a la formación excesiva de TiC, causando con ello un aumento de la resistencia mediante el

65

aumento de la precipitación pero un deterioro en la ductilidad. El contenido de Ti puede más preferentemente ser no inferior al 0,05 % como el límite inferior más preferido (aún más preferentemente no inferior al 0,06 %) y no superior al 0,09 % como el límite superior más preferido (aún más preferentemente no superior al 0,08 %).

5 [Uno o más seleccionados del grupo que consiste en Cu, % por área, Cr, y Mo al 1 % o menos (sin incluir 0 %) en total]

10 Cu, % por área, Cr, Mo y evitan la formación de cementita durante el enfriamiento después del calentamiento, y actúan eficazmente en la fijación de austenita retenida. Para hacer tal efecto exhibido, estos el contenido de estos elementos puede ser preferentemente del 0,01 % o superior en total. Tomando solo las características en consideración, su contenido puede ser preferible cuando es superior, pero preferentemente se puede controlar para ser el 1 % o menos en total a causa de un aumento de los costes de la adición del elemento de aleación. Además, estos elementos tienen la acción de aumentar considerablemente la resistencia de la austenita, lo que aumenta una carga de laminación en caliente de manera que la producción de láminas de acero se vuelve difícil. Por lo tanto, incluso desde el punto de vista de la productividad, su contenido se puede controlar preferentemente para ser el 1 % o menos. El contenido de estos elementos puede más preferentemente ser no inferior al 0,05 % como límite inferior más preferido (aún más preferentemente no inferior a 0,06 %) en total y no superior al 0,9 % como el límite superior más preferido (aún más preferentemente no superior al 0,8 %) en total.

20 [V y/o Nb al 0,1 % o menos (sin incluir 0 %) en total]

25 V y Nb tienen el efecto de formar carburo fino y de hacer una estructura fina mediante el efecto de la fijación. Para hacer tal efecto exhibido, estos el contenido de estos elementos puede ser preferentemente del 0,001 % o superior en total. Sin embargo, cuando el contenido de estos elementos e vuelve excesivo, lo que da como resultado la formación de carburo de grueso, lo que se convierte en el origen de la fractura, deteriorando así la ductilidad en contraste. Por lo tanto, el contenido de estos elementos se puede controlar preferentemente para ser del 0,1 % o menos en total. El contenido de estos elementos puede más preferentemente no ser inferior al 0,005 % como el límite inferior más preferido (aún más preferentemente no inferior al 0,008 %) en total y no superior al 0,08 % como el límite superior más preferido (aún más preferentemente no superior al 0,06 %) en total.

30 La lámina de acero fina para la estampación en caliente de la presente invención puede ser o bien una lámina de acero sin revestimiento químico o una lámina de acero con revestimiento químico. Cuando se trata de una lámina de acero con revestimiento químico, el tipo de revestimiento puede ser ya aluminio o galvanización ordinaria. El método de revestimiento químico puede ser revestimiento químico por inmersión en caliente o galvanoplastia. Después del revestimiento químico, se puede realizar un tratamiento térmico de aleación, o se puede realizar un revestimiento químico adicional como un revestimiento químico multicapa.

40 De acuerdo con la presente invención, las características de los productos formados, tales como la resistencia y la elongación, se pueden controlar ajustando adecuadamente las condiciones de estampación (la temperatura de calentamiento y la velocidad de enfriamiento), y además, se pueden obtener productos de estampación en caliente obtenidos con una alta ductilidad (ductilidad retenida), de modo que se pueden aplicar incluso a las partes (por ejemplo, a los miembros de absorción de energía), a la que los productos de estampación en caliente obtenidas convencionales apenas se han aplicado; por lo tanto, la presente invención es extremadamente útil para ampliar el rango de aplicación de los productos de estampación en caliente obtenidos. Los productos formados, que se pueden obtener en la presente invención, tienen una ductilidad residual aún más mejorada, en comparación con los productos formados, cuya estructura se ha ajustado mediante recocido ordinario después de la estampación en frío.

50 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 se puede poner en práctica después de modificaciones o variaciones apropiadas dentro de un rango capaz de satisfacer la esencia descrita anteriormente y a continuación, todas las que se incluyen en el alcance técnico de la presente invención.

55 La presente solicitud reivindica el beneficio de prioridad en base a la Solicitud De Patente Japonesa n.º 2011-130636 presentada el 10 de junio de 2011. Todo el contenido de la memoria descriptiva de la Solicitud De Patente Japonesa n.º 2011-130636 presentada el 10 de junio de 2011 se incorpora por referencia en la presente solicitud.

Ejemplos

60 Los materiales de acero que tienen composiciones de elementos químicos respectivos mostrados en la Tabla 1 a continuación se conformaron en placas para uso experimental mediante un método de fusión al vacío, después de lo que las placas fueron laminadas en caliente, seguido de enfriamiento, y después enrolladas. Estas láminas laminadas se laminaron adicionalmente en frío en láminas de acero finas, seguido del tratamiento de temple de modo que tenían las estructuras iniciales prescritas respectivamente. En la Tabla 1, el punto de transformación Ac₁, el punto de transformación Ac₃, el punto Ms, y (B - 100 °C) se determinaron, respectivamente, en base a las fórmulas (2) a (5) descritas a continuación (véase, por ejemplo, la traducción japonesa de " The Physical Metallurgy

ES 2 569 190 T3

of Steels " escrita originalmente por William C. Leslie, publicado por Maruzen, 1985). La Tabla 1 muestra además los valores calculados de (el punto de transformación A_{c1} x 0,3 + el transformación punto A_{c3} x 0,7) (estos valores calculados se denominarán en lo sucesivo como "valores A").

- 5 Punto de transformación A_{c1} (°C) = $723 + 29,1 \times [Si] - 1,7 \times [Mn] + 16,9 \times [Cr] - 16,9 \times [\% \text{ por área}] \dots (2)$
 Punto de transformación A_{c3} (°C) = $910 - 203 \times [C]^{1/2} - 44,7 \times [Si] - 30 \times [Mn] + 700 \times [P] + 400 \times [Al] + 400 \times [Ti] +$
 $104 \times [V] - 11 \times [Cr] + 31,5 \times [Mo] - 20 \times [Cu] - 15,2 \times [\% \text{ por área}] \dots (3)$
 Punto Ms (°C) = $550 - 361 \times [C] - 39 \times [Mn] - 10 \times [Cu] - 17 \times [\% \text{ por área}] - 20 \times [Cr] - 5 \times [Mo] + 30 \times [Al]$
 $\dots (4)$
- 10 Punto Bs (°C) = $830 - 270 \times [C] - 90 \times [Mn] - 37 \times [\% \text{ por área}] - 70 \times [Cr] - 83 \times [Mo] \dots (5)$

donde [C], [Si], [Mn], [P], [Al], [Ti], [V], [Cr], [Mo], [Cu] y [% por área] indican contenidos de C, Si, Mn, P, Al, Ti, V, Cr, Mo, Cu y % por área (en % en masa), respectivamente. Cuando algún elemento indicado en un cierto termino en las fórmulas (2) a (5) anteriores no está contenido, el cálculo se realiza bajo el supuesto de que el término no existe en la fórmula.

15

[Tabla1]

Grado de Acero	Composición de elementos químicos* (% en masa)																Punto de transformación Ac ₁ (°C)	Punto de transformación Ac ₃ (°C)	Punto Ms (°C)	Bs - 100 °C (°C)	Valor A (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Cu	% por área	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	413	540	821	
B	0,231	1,21	1,39	0,014	0,0021		0,21							0,053	0,0047	747	854	410	528	822	
C	0,222	1,20	1,29	0,014	0,0021		0,21				0,027	0,0033		0,053	0,0047	748	869	417	539	832	
D	0,225	1,31	1,33	0,014	0,0021	0,15					0,027	0,0033		0,053	0,0047	747	871	417	550	834	
E	0,234	1,10	1,52	0,014	0,0021		0,22				0,027	0,0033		0,053	0,0047	735	854	404	522	818	
F	0,229	1,04	1,41	0,014	0,0021	0,07					0,027	0,0033		0,053	0,0047	741	856	410	529	821	
G	0,219	1,20	1,14	0,014	0,0021		0,15	0,33			0,027	0,0033		0,053	0,0047	748	876	425	555	837	
H	0,225	1,23	1,26	0,014	0,0021			0,17			0,027	0,0033		0,053	0,0047	745	878	420	542	838	
I	0,217	1,41	1,44	0,014	0,0021		0,20		0,03		0,027	0,0033		0,053	0,0047	752	878	413	528	840	
J	0,230	0,89	1,37	0,014	0,0021		0,19			0,03	0,027	0,0033		0,053	0,0047	737	851	411	531	817	
K	0,047	1,22	1,25	0,014	0,0021		0,19				0,027	0,0033		0,053	0,0047	748	923	482	592	870	
L	0,230	0,01	1,22	0,014	0,0021		0,19				0,027	0,0033		0,053	0,0047	713	816	417	545	785	
M	0,311	01,20	1,29	0,014	0,0021		0,21				0,027	0,0033		0,053	0,0047	748	851	385	515	820	
N	0,232	0,18	1,41	0,014	0,0021		0,21				0,027	0,0033		0,053	0,0047	717	817	409	526	787	

* El resto consiste de hierro e impurezas inevitables diferentes de P, S y N.

Las láminas de acero así obtenidas se calentaron en las condiciones respectivas mostradas en la Tabla 2 a continuación, y se sometieron después a formación y tratamiento de enfriamiento utilizando un sistema de prueba de tratamiento térmico a alta velocidad para láminas de acero (serie CAS, disponible por ULVAc-RIKO, Inc.), que puede controlar una velocidad de enfriamiento media. Las láminas de acero a ser sometidas a un tratamiento de enfriamiento tenían un tamaño de 190 mm x 70 mm (y un espesor de lámina de 1,4 mm). Las pruebas n.º 1 a 14, 17 a 19, y 21 a 25 fueron los casos en que se utilizaron las láminas de acero laminadas en caliente como las láminas de acero para la formación. Las pruebas n.º 15, 16, y 20 fueron los casos en que se utilizaron las láminas de acero laminadas en frío como las láminas de acero para la formación. La expresión "enfriamiento 1" que se muestra en la Tabla 2 indica el enfriamiento desde una temperatura de calentamiento a una temperatura de 700 °C a 500 °C. La expresión "enfriamiento 2" que se muestra en la Tabla 2 indica el enfriamiento a partir de entonces hasta un rango de temperatura de [(B - 100 °C) hasta el punto Ms] (En las Pruebas n.º 19 a 23, la formación se inició en esta etapa). Cuando fue necesario, la lámina de acero se sometió a galvanización por inmersión en caliente para obtener una lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente (Prueba n.º 25).

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

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

20 Probetas JIS n.º 5 se utilizaron para las pruebas de tracción para medir la resistencia a la tracción (TS) y la elongación (EL). En ese momento, la velocidad de deformación en las pruebas de tracción se estableció en 10 mm/s. En la presente invención, las probetas se evaluaron como "pasando" cuando cumplían alguna de las condiciones de: (a) resistencia a la tracción (TS) entre 780 y 979 MPa y elongación (EL) del 25 % o superior; y (b) resistencia a la tracción (TS) entre 980 y 1179 MPa y elongación (EL) des 15 % o superior.

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

30 (1) Para las estructuras de ferrita y ferrita bainítica en las láminas de acero, cada una de las láminas de acero se sometió a ataque químico con nital, y luego observado por un SEM (con una ampliación de 1000x o 2000x), en las que la ferrita y la ferrita bainítica se distinguieron para determinar su respectivas fracciones (fracciones de área).

35 (2) Para la fracción (fracción de área) 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 del esmerilado a espesores de una cuarta parte de las láminas de acero y el pulido químico posterior (véase, por ejemplo, EIJJ Int. Vol. 33 (1933), n.º 7, pág. 776).

40 (3) Para la fracción de área de martensita (martensita como se ha templado), cada una de las láminas de acero se sometió a ataque químico con repera, y suponiendo contraste blanco como una estructura mixta de martensita (la martensita como se ha templado) y la austenita retenida por observación SEM, el área de fracción de la estructura mixta se midió. La fracción de martensita como se ha templado se calculó restando la fracción de austenita retenida, que se había determinado por un método de difracción de rayos X, de la fracción de área de la estructura mixta.

45 Estos resultados se muestran en la Tabla 3 a continuación, junto con los tipos de láminas de acero de pre-formación (fracción de ferrita, y la reducción de la lámina de acero laminada en frío).

[Tabla 2]

Prueba n.º	Grado de acero	Condiciones de producción										Con o sin revestimiento químico
		Lámina de acero para la formación		Temperatura de calentamiento (°C)	Velocidad de enfriamiento media en enfriamiento 1 (°C/s)	Temperatura de la velocidad de enfriamiento del enfriamiento 2 (°C)		Velocidad de enfriamiento media en enfriamiento de 2 (°C/s)	Tiempo de retención en [B - 100 °C a punto Ms] (s)	Temperatura de terminación de formación de (°C)		
		Fración de ferrita (% por área)	Reducción (%)			de 1 al enfriamiento 2	de 1 al enfriamiento 2					
1	A	60	-	800	40	-	-	-	3,2	300	Sin revestimiento químico	
2	B	60	-	800	40	-	-	-	3,0	300	Sin revestimiento químico	
3	C	60	-	800	40	-	-	-	3,1	300	Sin revestimiento químico	
4	re	60	-	800	40	-	-	-	3,3	300	Sin revestimiento químico	
5	Y	60	-	800	40	-	-	-	2,9	300	Sin revestimiento químico	
6	F	60	-	800	40	-	-	-	3,0	300	Sin revestimiento químico	
7	G	60	-	800	40	-	-	-	3,3	300	Sin revestimiento químico	
8	H	60	-	800	40	-	-	-	3,0	300	Sin revestimiento químico	
9	I	60	-	800	40	-	-	-	2,9	300	Sin revestimiento químico	
10	J	60	-	800	40	-	-	-	3,0	300	Sin revestimiento químico	
11	K	60	-	800	40	-	-	-	2,7	300	Sin revestimiento químico	
12	L	60	-	800	40	-	-	-	3,2	300	Sin revestimiento químico	
13	M	50	-	800	40	-	-	-	3,3	300	Sin revestimiento químico	
14	N	60	-	800	40	-	-	-	2,9	300	Sin revestimiento químico	
15	C	30	50	800	40	-	-	-	3,1	300	Sin revestimiento químico	
16	C	30	20	800	40	-	-	-	3,1	300	Sin revestimiento químico	
17	C	60	-	720	40	-	-	-	3,1	300	Sin revestimiento químico	
18	C	60	-	900	40	-	-	-	3,1	300	Sin revestimiento químico	
19	C	60	-	900	5	600	40	-	3,1	300	Sin revestimiento químico	
20	C	30	20	900	5	600	40	40	3,1	300	Sin revestimiento químico	
21	C	60	-	800	40	450	3	40	13,3	300	Sin revestimiento químico	
22	C	60	-	900	15	600	40	40	3,1	300	Sin revestimiento químico	
23	C	60	-	900	5	450	40	40	3,1	300	Sin revestimiento químico	
24	C	60	-	800	40	-	-	-	3,1	600	Sin revestimiento químico	
25	C	60	-	800	40	-	-	-	3,1	300	Con revestimiento químico	

[Tabla 3]

Prueba n.º	Grado de acero	Estructura del producto formado (% por área)					resistencia a la tracción TS (MPa)	Elongación EL (%)
		Ferrita	Ferrita bainítica	martensita	austenita retenida	Otros*		
1	A	41	25	26	8		994	17
2	B	43	29	22	6		1020	16
3	C	48	23	21	8		994	17
4	re	49	23	21	7		1002	17
5	y	49	24	20	7		1023	17
6	F	48	24	21	7		1031	17
7	G	44	25	23	8		1028	17
8	H	46	25	22	7		1011	17
9	I	45	24	23	8		1019	17
10	J	48	24	22	6		1018	17
11	K	49	26	24	1		1022	12
12	L	51	25	22	2		1302	14
13	M	36	28	28	8		1095	16
14	N	45	27	28	0		989	13
15	C	48	24	20	8		1023	17
16	C	25	45	25	5		1082	13
17	C	81	-	15	-	θ: 4	745	14
18	C	-	-	95	5		1523	10
19	C	65	8	20	7		984	17
20	C	62	9	22	7		999	17
21	C	43	26	22	9		1032	18
22	C	12	61	20	7		1233	12
23	C	83	17	-	-		921	14
24	C	56	20	-	-	P: 24	893	14
25	C	47	23	23	8		994	17

* θ y P indican cementita y perlita, respectivamente.

A partir de estos resultados, las descripciones se pueden hacer como sigue: Pruebas n.º 1 a 10, 13, 15, 19 a 21, y 25 son ejemplos que cumplen los requisitos definidos en la presente invención, indicando de este modo que aquellas partes que tienen equilibrio satisfactorio entre resistencia y ductilidad se obtuvieron.

En contraste, las Pruebas n.º 11 a 12, 14, 16 a 18, y 22 a 24 son ejemplos comparativos que no cumplan ninguno de los requisitos definidos en la presente invención, deteriorando de este modo cualquiera de las características. Más específicamente, la Prueba n.º 11 fue el caso en que se utilizó el acero con un contenido de C insuficiente (grado de acero K mostrado en la Tabla 1), de modo que austenita retenida no estaba asegurada, obteniendo de este modo solamente baja elongación (EL). La Prueba n.º 12 fue el caso en que el acero tenía insuficiente contenido de Si (grado de acero L mostrado en la Tabla 1), de modo que la austenita retenida no estaba asegurada, obteniendo de este modo solamente baja elongación (EL).

La Prueba n.º 14 estaba destinada para el acero equivalente 2MnB5 convencional (grado de acero N mostrado en la Tabla 1), de manera que la austenita retenida no estaba asegurada, obteniendo de esta manera solamente baja elongación (EL), aunque se obtuvo una resistencia alta. La Prueba n.º 16 fue el caso en que se utilizó la lámina de acero laminada en frío con una baja reducción, de modo que el producto formado tenía una estructura que contenía ferrita al 25 % por área, lo que redujo la elongación (EL). La Prueba n.º 17 fue el caso donde la temperatura de calentamiento fue inferior al punto de transformación A_{c1} , de modo que el producto formado tenía una estructura que contenía ferrita al 81 % por área (el resto era martensita y cementita) y la austenita retenida no estaba asegurada, por lo tanto se redujo la elongación (EL) y resistencia a la tracción. La Prueba n.º 18 fue el caso donde la temperatura de calentamiento era superior a un valor, de manera que la ferrita y la ferrita bainítica no se aseguraron por la formación excesiva de martensita, lo que redujo la elongación (EL).

La Prueba n.º 22 fue el caso en que la velocidad de enfriamiento media en el enfriamiento 1 fue alta, de modo que la ferrita no estaba asegurada por la formación de ferrita bainítica, lo que redujo la elongación (EL). La prueba n.º 23 fue el caso en que la velocidad de enfriamiento media en el enfriamiento 1 era baja y la temperatura de cambio de la velocidad de enfriamiento fue baja, de modo que el producto formado tenía una estructura que contenía ferrita al 83 % por área (el resto era de ferrita bainítica) y la austenita retenida no estaba asegurada, lo que redujo la elongación (EL). La Prueba n.º 24 fue el caso donde la temperatura de terminación de formación fue alta, de manera que se formó perlita en la estructura del producto formado y la austenita retenida no estaba asegurada, por lo tanto se redujo la elongación (EL).

Aplicabilidad industrial

5 La presente invención hace posible proporcionar un producto estampado en caliente, incluyendo una lámina de acero formada por un método de estampación en caliente, y que tiene una estructura metálica que contiene ferrita del 30 % al 80 % por área, ferrita bainítica al 30 % por área (sin incluir 0 %), martensita al 30 % por área o menos (sin incluir 0 %), y austenita retenida al 3 % al 20 % por área, por lo que el equilibrio entre la resistencia y la elongación se puede controlar en un rango adecuado y se puede alcanzar una alta ductilidad.

Descripción de los números de referencia

- 10
- 1 Punzón
 - 2 Matriz
 - 3 Soporte de preformas
 - 4 Lámina de acero (preforma)
- 15

REIVINDICACIONES

1. Un producto estampado en caliente, que comprende una lámina de acero formada por un método de estampación en caliente, y que tienen una estructura metálica que contiene ferrita del 30 % al 80 % por área, ferrita bainítica en menos del 30 % por área no incluyendo el 0 % por área, martensita al 30 % por área o menos sin incluir 0 % por área y austenita retenida del 3 % al 20 % por área.
2. El producto estampado en caliente de acuerdo con la reivindicación 1, que tiene la siguiente composición de elementos químicos:
- C del 0,1 % al 0,3 %, donde "%" significa " % en masa", y lo mismo se aplica a continuación con respecto a la composición de elementos químicos
Si del 0,5 % al 3 %;
Mn del 0,5 % al 2 %;
P al 0,05 % o menos sin incluir 0 %;
S al 0,05 % o menos sin incluir 0 %;
Al del 0,01 % al 0,1 %; y
N del 0,001 % al 0,01 %, y el resto consiste en hierro e impurezas inevitables.
3. El producto estampado en caliente de acuerdo con la reivindicación 2, que comprende además, como elementos adicionales, B al 0,01 % o menos sin incluir 0 % y Ti al 0,1 % o menos sin incluir 0 %.
4. El producto estampado en caliente de acuerdo con la reivindicación 2 o 3, que comprende además, como elementos adicionales, uno o más seleccionados del grupo que consiste en Cu, % por área, Cr, y Mo al 1 % o menos sin incluir 0 % en total.
5. El producto estampado en caliente de acuerdo con la reivindicación 2 o 3, que comprende además, como elementos adicionales, V y/o Nb al 0,1 % o menos sin incluir 0 % en total.
6. Un proceso para producir un producto estampado en caliente de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende:
- calentar una lámina de acero laminada en caliente que tiene una estructura metálica que contiene ferrita al 50 % por área o más, o calentar una lámina de acero laminada en frío a una reducción del 30 % o más, hasta una temperatura no inferior al punto de transformación Ac_1 y no superior al punto de transformación $Ac_1 \times 0,3$ + punto de transformación $Ac_3 \times 0,7$; y después iniciar la formación de la lámina de acero laminada en caliente o la lámina de acero laminada en frío con una herramienta de prensa para producir el producto estampado en caliente, formación durante la que una velocidad de enfriamiento media de 20 °C/s o más se mantiene en la herramienta de prensa, y formación que se termina a una temperatura no superior a la temperatura de inicio de transformación bainítica $B_s - 100^\circ$.
7. Un proceso para producir un producto estampado en caliente de acuerdo con en la reivindicación 1, que comprende:
- calentar una lámina de acero fina a una temperatura no inferior al punto de transformación Ac_3 y no superior a 1000 °C;
enfriar la lámina de acero fina a una temperatura no superior a 700 °C y no inferior a 500 °C a una velocidad de enfriamiento media de 10 °C/s o inferior; y después iniciar la formación de la lámina de acero fina con una herramienta de prensa para producir el producto estampado en caliente, formación durante la que una velocidad de enfriamiento media de 20 °C/s o más se mantiene en la herramienta de prensa y formación que se termina a una temperatura no superior a la temperatura de inicio de transformación bainítica $B_s - 100^\circ$.
8. El proceso de acuerdo con la reivindicación 6 o 7, donde la temperatura de terminación de formación se controla en un rango de temperatura no superior a la temperatura de inicio de transformación bainítica $B_s - 100^\circ$ y no inferior a la temperatura de inicio de transformación martensítica M_s , donde el rango de temperatura de la lámina de acero se mantiene durante 10 segundos o más, seguido de la formación.
9. Una lámina de acero fina para su estampación en caliente, que se destina para su uso en la producción de un producto estampado en caliente como se expone en la reivindicación 1, y que es una lámina de acero laminada en caliente que tiene una estructura metálica que contiene ferrita al 50 % por área o más, o una lámina de acero laminada en frío a una reducción del 30 % o más.

