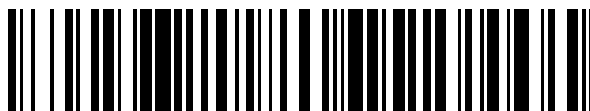


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 603 590**

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

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **08.06.2012 PCT/JP2012/064851**

87 Fecha y número de publicación internacional: **13.12.2012 WO12169640**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **08.06.2012 E 12797579 (5)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **02.11.2016 EP 2719788**

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

30 Prioridad:

10.06.2011 JP 2011130635

22.09.2011 JP 2011208032

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

28.02.2017

73 Titular/es:

**KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (100.0%)
10-26 Wakinohama-cho 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 2 603 590 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 en prensa caliente, método para producir el mismo, y lámina fina de acero para el moldeado en prensa caliente

5

Campo técnico

La presente invención se refiere a un producto formado en prensa caliente al que se le requiere tener una alta resistencia, tal como usado para miembros estructurales de piezas de automóvil, un proceso para producir el mismo, y una lámina de acero fina para la formación de prensa caliente. En particular, la presente invención se refiere a un producto formado en prensa caliente que se puede proporcionar con una forma prescrita y al mismo tiempo tratar con calor para tener una resistencia prescrita cuando se forma una lámina de acero precalentada (pieza en toscó) en la forma prescrita, un proceso para producir tal producto formado en prensa caliente, y una lámina de acero fina para la formación de prensa caliente.

10

15

Antecedentes de la técnica

Como una de las medidas de mejora de ahorro de combustible de automóviles comenzando por problemas medioambientales globales, se ha procedido al aligeramiento del cuerpo del automóvil, y las láminas de acero que se usarán en los automóviles se necesitan fortalecer tanto como sea posible. Sin embargo, el alto fortalecimiento de las láminas de acero para aligeramiento de automóviles disminuye el alargamiento EL o el coeficiente R (coeficiente de Lankford), que da como resultado el deterioro de la conformabilidad de la prensa o flexibilidad de la forma.

20

Para resolver tal problema, se ha adoptado un método de formación de prensa caliente para la producción de piezas, calentando en tal método una lámina de acero a una temperatura prescrita (por ejemplo, una temperatura para cambiar la fase austenita) para disminuir su resistencia (es decir, que se pueda formar fácilmente) y después se forma con una herramienta de prensa a una temperatura (por ejemplo, temperatura ambiente) menor que la de la lámina de acero fina tratada mediante refrigeración rápida (enfriamiento) que hace uso de una diferencia de temperatura entre ambos, para asegurar su resistencia después de la formación.

25

30

De acuerdo con tal método de presión con calor, una lámina de acero se forma en un estado de baja resistencia, y por lo tanto, la lámina de acero ha disminuido su recuperación elástica (fijación de forma favorable). Además, el uso de un material que tiene templabilidad excelente, para la que los elementos de aleación tal como Mn y B se han añadido, obteniendo así una fuerza de clase de 1500 MOa en términos de resistencia a la tracción por rápida refrigeración. Un tal método de formación con prensa caliente se ha llamado con diversos nombres, además de un método de prensa caliente tal como un método de formación a calor, un método de estampado en caliente, un método de estampa caliente, y un método de enfriamiento de troquel.

35

La Figura 1 es una vista esquemática explicativa que muestra la estructura de una herramienta de prensa para llevar a cabo la formación en prensa caliente como se describió anteriormente (en adelante representado a veces como "estampado en caliente"). En esta figura, los números de referencia 1, 2, 3 y 4 representan un punzón, un troquel, un soporte para piezas en toscó, y una lámina de acero (pieza en toscó), respectivamente, y las abreviaturas BHF, rp, rd, y CL representan una fuerza de soporte de pieza en toscó, un radio de soporte de punzón, un radio de soporte de troquel, y una holgura entre el punzón y el troquel, respectivamente. En estas piezas, el punzón 1 y el troquel 2 tienen paso 1a y paso 2a, respectivamente, formados en el interior de los mismos, a través de tales pasos se permite pasar un medio de refrigeración (por ejemplo, agua), y la herramienta de prensa se realiza para tener una estructura de manera que estos miembros se pueden refrigerar permitiendo que el medio de refrigeración pase a través de estos pasos.

40

45

Cuando se somete una lámina de acero a estampado en caliente (por ejemplo, dibujo profundo en caliente) con una tal herramienta de prensa, la formación se inicia en un estado donde la lámina de acero (pieza en toscó) 4 se ablanda por calentamiento a una temperatura dentro de una región de fase única, que no es menor que el punto de transformación AC₃. Más específicamente, la lámina 4 de acero se empuja en una cavidad de troquel 2 (entre las piezas indicadas mediante la referencia numérica 2 y 2 en la Figura 1) mediante un punzón 1 con la lámina 4 de acero en estado de alta temperatura intercalándose entre el punzón 2 y el soporte 3 de pieza en toscó, formando así una lámina 4 de acero en una forma correspondiente con la forma exterior del punzón 1, a la vez que se reduce el diámetro exterior de la lámina 4 de acero. Además, se retira el calor de la lámina 4 de acero en la herramienta de prensa (punzón 1 y troquel 2) mediante el enfriamiento del punzón 1 y el troquel 2 en paralelo con la formación, y el endurecimiento del material se lleva a cabo reteniendo y refrigerando adicionalmente la lámina 4 de acero a la temperatura más baja del punto muerto en la formación (el punto de tiempo cuando la cabeza del punzón se coloca en el nivel más profundo: el estado mostrado en la Figura 1). Los productos formados con precisión y resistencia de altas dimensiones de clase 1500 MPa se pueden obtener mediante la ejecución de un tal método de formación. Además, un tal método de formación da como resultado que el volumen de la máquina de prensado se pueda realizar más pequeño porque una carga de formación se puede reducir comparada con el caso en el que las piezas de la misma clase de resistencia se forman por presión en frío.

50

55

60

65

Como láminas de acero para estampado en caliente, que se han usado ampliamente en el presente documento, se conocen láminas de acero basadas en acero 22MnB5. Estas láminas de acero tienen resistencias a la tracción de 1500 MPa y alargamientos de aproximadamente 6 % a 8 %, y se han aplicado a miembros resistentes al impacto (miembros ni deformados ni fracturados tanto como sea posible en el momento del impacto). Además, algunos desarrollos también han procedido para el aumento del contenido en C y se han reforzado altamente adicionalmente (en clase 1500 a 1800 MPa) basándose en acero 22MnB5.

Sin embargo, casi no existe ninguna aplicación de calidades de acero diferentes a acero 22MnB5. Uno puede descubrir una situación presente donde se hacen pequeñas consideraciones en calidades de acero o métodos para controlar la resistencia y alargamientos de piezas (por ejemplo, disminuyendo la resistencia a clase 980 MPa y mejora de alargamiento al 20 %) para extender sus amplitudes de aplicación diferentes de miembros resistentes al impacto.

En los automóviles de clase media o superior, teniendo en cuenta la compatibilidad (función de, cuando un automóvil de clase inferior choca, haciendo seguro el otro lado) en el momento de impacto lateral o trasero, ambas funciones como una parte resistente al impacto y una parte de absorción de energía pueden a veces proporcionarse en piezas tales como pilares B o miembros laterales elevados. Para producir tales miembros, se ha usado principalmente hasta ahora, por ejemplo, un método en el que se sueldan por láser láminas de acero ultra resistentes a la tracción que tienen una resistencia de clase 980 MPa y láminas de acero de alta resistencia a la tracción que tienen alargamientos de clase 440 MPa (para preparar una pieza en tocos soldadas adaptadas, abreviada como TWB) y después formadas con prensa en frío. Sin embargo, en los últimos años, se ha procedido al desarrollo de una técnica, en la que cada pieza se proporciona con diferentes resistencias al estampado en caliente.

Por ejemplo, en el Documento 1 distinto de la patente se ha propuesto un método de soldadura por láser de acero 22MnB5 para estampado en caliente y un material que no tiene una resistencia alta incluso si se enfría con una herramienta de prensa (para preparar una pieza en tocos soldada adaptada, abreviado como TWB), seguido de un estampado en caliente, tal método proporciona diferentes resistencias para que la alta resistencia a la tracción (es decir, lado de la parte resistente al impacto) devenga 1500 MPa (y el alargamiento devenga del 6 % al 8 %) y la resistencia a la tracción en un lado de baja resistencia (es decir, lado de la parte de absorción de energía) devenga 440 MPa (y el alargamiento devenga el 12 %). Además, como la técnica de proporcionar piezas cada una con diferentes resistencias, se han propuesto algunas técnicas, tal como se divulgó en los Documentos 2 a 4 distintos de la patente.

Las técnicas divulgadas en los Documentos 1 y 2 distintos de la patente proporcionan una resistencia a la tracción de no es superior a 600 MPa y un alargamiento de aproximadamente del 12 % al 18 % en un lado de la parte de absorción de energía, en tales técnicas, sin embargo, se necesita previamente una soldadura por láser (para preparar una pieza en tocos soldada a medida, abreviado como TWB), aumentando así el número de etapas y dando como resultado costes elevados. Además, esto da como resultado el calentamiento de las partes de absorción de energía, que no necesitan endurecerse originalmente. Por lo tanto, no se prefieren estas técnicas desde el punto de vista de consumo de energía.

La técnica divulgada en el Documento 3 distinto de la patente se basa en acero 22MnB5, en el que la adición de boro, sin embargo, afecta negativamente a la robustez de la resistencia después del enfriamiento contra calentamiento a una temperatura dentro de la región bifásica, haciendo difícil el control de la resistencia en un lado de la parte de absorción de energía, y además, haciendo posible obtener solo un alargamiento tan bajo como el 15 %.

La técnica divulgada en el Documento 4 Distinto de la Patente se basa en acero 22MnB5, y por lo tanto, esta técnica no es económica en ese control realizado de tal manera que 22MnB5, que originalmente tiene una templabilidad excelente, no se temple (control de la refrigeración de la herramienta de prensa). El documento JP 2010 150 612 divulga un acero estampado en caliente altamente resistente de alta firmeza.

Documentos anteriores de la técnica

Documentos no de patente

Documento 1 no de patente: 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.

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

Documento 3 no de patente: 22MnB5/above AC3/1500MPa-8%-below AC3/Hv190-Ferrite/Cementite Rudiger Erhardt y Johannes Boke," Industrial application of hot forming process simulation " Proc. of 1st Int. Conf. on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance steel, ed. de Steinhoff, K., Oldenburg, M, Steinhoff, y Prakash, B., pp83-88, 2008.

Documento 4 no de patente: Begona 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. of 1st Int. Conf. on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance steel, ed. de Steinhoff, K., Oldenburg, M, Steinhoff, y Prakash, B., pp. 23-35, 2008.

5 Sumario de la invención

Problemas a solucionar por la invención

10 La presente invención se ha realizado en vista a las circunstancias anteriormente descritas, y su objeto es proporcionar un producto formado en prensa caliente en el que se puede controlar el equilibrio entre la resistencia y el alargamiento en un intervalo apropiado y se puede lograr una alta ductilidad, un proceso útil para producir un tal producto formado en prensa caliente, y una lámina de metal fina para formación en prensa caliente.

Medios para resolver los problemas

15 La invención se da en las reivindicaciones.

20 El producto formado en prensa caliente de la presente invención, que puede lograr el objeto anterior, es un producto formado en prensa caliente, que comprende una lámina de acero fina formada mediante un método de formación de prensa caliente, y que tiene una estructura metálica que contiene martensita del 80 % al 97 % por área y austenita retenida del 3 % al 20 % por área, cuya estructura restante está al 5 % por área o menos.

25 En el producto formado en prensa caliente de la presente invención, la composición de elementos químicos del mismo se limita a/consiste en la siguiente composición de elementos químicos: C del 0,15 % al 0,35 % (donde "%" significa "% en masa", y el mismo se aplica a lo anterior 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 0 %); S del 0,05 % o menos (sin incluir 0 %); Al del 0,01 % al 0,1 %; Cr del 0,01 % al 1 %; B del 0,0002 % al 0,01 %; Ti del (contenido de N) x 4 % al 0,1 %; y N del 0,001 % al 0,01 %, y el resto que consiste en hierro e impurezas inevitables.

30 En el producto formado en prensa caliente de la presente invención, también es útil permitir contener elementos adicionales, cuando sea necesario; por ejemplo, (a) uno o más seleccionados de un grupo que consiste en Cu, Ni, al 1 % o menos (sin incluir 0 %) en total; y (b) V y/o Nb al 0,1 % o menos (sin incluir 0 %) en total. Dependiendo del tipo de elemento que se contendrá, el producto formado en prensa caliente puede tener además características mejoradas.

35 Cuando el producto formado en prensa caliente de la presente invención se produce, se pueden usar las siguientes etapas, es decir, calentamiento de una lámina de acero a una temperatura no menor del punto de transformación A_{c3} y no superior a 1000 °C, y después inicio de la formación de la lámina de acero fina con la herramienta de prensa para producir el producto formado en prensa caliente, durante tal formación se mantiene una tasa de refrigeración media de 20 °C/seg o superior en la herramienta de prensa, y tal formación finaliza a una temperatura no superior al punto MS de la temperatura de inicio de la transformación de la martensita - 50 °C.

45 La presente invención incluye además una lámina de acero fina para la formación de prensa caliente, que se destina para producir un producto formado en prensa caliente como se describió anteriormente, y esta lámina de acero fina se caracteriza por tener una composición de elementos químicos como se describió anteriormente.

Efectos de la invención

50 La presente invención hace posible que: se pueda permitir a la austenita retenida que exista en una fracción adecuada para ajustar la estructura metálica de un producto formado en prensa caliente mediante el control apropiado de las condiciones de un método de formación en prensa caliente; un producto formado en prensa caliente que tiene más ductilidad mejorada (ductilidad retenida) inherente al producto formado comparado con el caso en el que se usa acero 22MnB5 convencional; y se puede controlar una resistencia y alargamiento mediante una combinación de condiciones de tratamiento y formación previa de una estructura de lámina de acero (estructura inicial).

Breve descripción de los dibujos

60 La Figura 1 es una vista esquemática explicativa que muestra la estructura de una herramienta de prensa para llevar a cabo la formación en prensa caliente.

Modo de ejecución de la invención

65 Los presentes inventores han estudiado analizar desde diversos ángulos un producto formado en prensa caliente que tiene alta resistencia y que además exhibe una excelente ductilidad (alargamiento) después de la formación cuando se calienta una lámina de acero a una temperatura prescrita y después formado en prensa caliente para

producir el producto formado.

Como resultado, los presentes inventores han descubierto que un producto formado en prensa caliente que tiene un equilibrio excelente entre resistencia y ductilidad se puede lograr cuando la temperatura de calentamiento y las condiciones de formación se controlan apropiadamente para que su estructura se ajuste para contener austenita retenida del 3 % al 20 % por área en la formación de prensa de la lámina de acero con la herramienta de prensa para producir el producto formado en prensa caliente, completando así la presente invención.

Las razones para establecer los intervalos de las respectivas estructuras (estructura básica) en el producto formado en prensa caliente de la presente invención son como siguen:

[Martensita del 80 % al 97 % por área]

La resistencia de un producto formado en prensa caliente se puede asegurar fabricando su estructura compuesta principalmente de martensita de alta resistencia. Desde este punto de vista, la fracción de área de martensita debería controlarse al 80 % por área o superior. Sin embargo, cuando esta fracción es superior al 97 % por área, la fracción de la austenita retenida deviene insuficiente, dando como resultado la disminución de la ductilidad (ductilidad retenida). La fracción de martensita puede no ser preferentemente menor que el 83 % por área como el límite inferior preferente (más preferentemente no menor del 85 % por área) y no superior al 95 % por área como el límite superior preferente (más preferentemente no superior al 93 % por área).

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

La austenita retenida se transforma en martensita durante la deformación plástica, teniendo así el efecto de aumentar la tasa de endurecimiento de trabajo (plasticidad de inducción de transformación) para mejorar la ductilidad de un producto formado. Para realizar un tal efecto exhibido, la fracción de austenita retenida se debería controlar al 3 % del área o superior. Cuando la fracción de austenita retenida es superior, la ductilidad deviene más excelente. En una composición que se usará para láminas de acero de automóviles, la austenita retenida que se puede asegurar es limitada, tal límite deviene aproximadamente el 20 % por área. La fracción de austenita retenida puede preferentemente no ser menor del 5 % por área como límite inferior preferente (más preferentemente no inferior al 7 % por área) y no superior al 17 % por área como el límite superior preferente (más preferentemente no superior al 15 % por área o no superior al 10 % por área).

[La estructura restante al 5 % por área o inferior]

Además de las anteriores estructuras, la estructura metálica de un producto formado en prensa caliente puede contener ferrita, perlita, y/o bainita como la estructura restante, pero puede preferentemente contener la estructura restante tan baja como sea posible, porque estas estructuras son más blandas que la martensita y tienen bajas contribuciones a la resistencia comparado con las otras estructuras. Sin embargo, la fracción de la estructura restante hasta el 5 % por área puede ser aceptable. La fracción de la estructura restante puede preferentemente no ser superior al 3 % por área, aún más preferentemente el 0 % por área.

Cuando el producto formado en prensa caliente de la presente invención se produce, se puede usar una lámina de acero fina (que tiene la misma composición de elementos químicos que la del producto formado en prensa caliente), y cuando se forma por prensa la lámina de acero fina con una herramienta de prensa, la lámina de acero fina se puede calentar a una temperatura no inferior al punto de transformación de Ac_3 y no superior a 1000 °C, y después la formación de la lámina de acero fina puede comenzar, durante tal formación se puede mantener una tasa de refrigeración media de 20 °C/seg o superior en la herramienta de prensa, y tal formación se puede finalizar a una temperatura no superior al punto MS de la temperatura de inicio de la transformación de la martensita - 50 °C. Las razones para definir los requisitos respectivos en este proceso son los siguientes:

[Calentamiento de una lámina de acero fina a una temperatura no inferior al punto de transformación Ac_3 y no superior a 1000 °C, y después iniciando la formación]

Para ajustar apropiadamente la estructura del producto formado en prensa caliente, la temperatura de calentamiento debería controlarse en un intervalo prescrito. El control apropiado de la temperatura de calentamiento hace posible provocar la transformación en una estructura compuesta principalmente de martensita mientras que se asegura una fracción prescrita de austenita retenida en la posterior etapa de refrigeración para proporcionar el producto formado en prensa caliente final con una estructura deseada. Cuando la temperatura de calentamiento de una lámina de acero fina es menor que el punto de transformación de Ac_3 , no se puede obtener una fracción suficiente de austenita durante el calentamiento, y por lo tanto, no se puede asegurar una fracción prescrita de austenita retenida en la estructura final (la estructura de un producto formado). Cuando la temperatura de calentamiento de la lámina de acero fina es superior a 1000 °C, el tamaño del grano de austenita deviene aumentado durante el calentamiento, provocando así un aumento de la temperatura de inicio de transformación de la martensita (punto Ms) y la temperatura de acabado de transformación de la martensita (punto Ms), y no se puede asegurar la austenita retenida durante el enfriamiento, haciendo así imposible alcanzar una conformabilidad excelente.

[Durante la formación, se mantiene una tasa de refrigeración media de 20 °C/seg o superior en la herramienta de prensa, y la formación se acaba a temperatura no superior al punto de temperatura de inicio MS de transformación de la martensita - 50 °C.]

5 Para cambiar la austenita, que se formó en la etapa de calentamiento anterior, en una estructura deseada, a la vez que se impide la formación de estructuras tales como ferrita, perlita, y bainita, se debería controlar apropiadamente la tasa de refrigeración media durante la formación y la temperatura de acabado de la formación. Desde este punto de vista, se debería controlar la tasa de refrigeración media durante la formación a 20 °C/seg o superior, y se debería controlar la temperatura de acabado de la formación a una temperatura no superior al punto MS de la temperatura de inicio de la transformación de la martensita - 50 °C, a veces abreviado como "punto MS - 50 °C". En particular, cuando se usa una lámina de acero que tiene un alto contenido en Si, la refrigeración llevada a cabo bajo tales condiciones hace posible lograr estructuras mixtas de martensita y austenita retenida. La tasa de refrigeración media durante la formación puede ser preferentemente de 30 °C/seg o superior (más preferentemente 40 °C/seg o superior).

15 Con respecto a la temperatura de acabado de la formación, la formación se puede acabar durante la refrigeración a una temperatura ambiente y una tasa de refrigeración media como se describió anteriormente. Alternativamente, la refrigeración se puede llevar a cabo en el punto MS - 50 °C o inferior (preferentemente a una temperatura del punto MS - 50 °C), y después la refrigeración puede además llevarse a cabo a 200 °C o menos a una tasa de refrigeración de media inferior a 20 °C/seg (refrigeración de dos etapas). La incorporación de tales etapas de refrigeración hace posible que el carbono en la martensita se concentre en austenita sin transformar, aumentando así la fracción de austenita retenida. La tasa de refrigeración media durante la refrigeración como la segunda etapa tal como refrigeración en dos etapas se lleva a cabo puede preferentemente ser a 10 °C/seg o menos (más preferentemente 5 °C/seg o menos). El control de la temperatura de refrigeración media durante la formación se puede lograr por medio de, por ejemplo, (a) controlar la temperatura de la herramienta de prensa (usando un medio de refrigeración mostrado en la figura 1 anterior) o (b) controlar la conductividad térmica de una herramienta de prensa.

30 El método de formación en prensa caliente de la presente invención puede aplicarse, no solo en el caso en el que se produce un producto formado en prensa caliente que tiene una forma simple como se muestra en la Figura 1 anterior (es decir, método directo), sino también en el caso donde se produce un producto formado que tiene una forma relativamente complicada. Sin embargo, en el caso de una forma complicada de producto, puede ser difícil proporcionar un producto con la forma final mediante una etapa de formación de prensa. En un tal caso, se puede usar un método para enfriar la formación de prensa en una etapa anterior a la formación de prensa caliente (a este método se hace mención como "método indirecto"). Este método incluye la formación previa de una parte difícil de formar en una forma aproximada mediante el procesamiento frío y después la formación en prensa caliente de otras partes. Cuando se usa un tal método para producir, por ejemplo, un producto formado que tiene tres proyecciones (picos de perfil) mediante la formación, se forman dos proyecciones mediante la formación con prensa de frío y la tercera proyección se forma después mediante la formación en prensa caliente.

40 La presente invención se dirige a un producto formado en prensa caliente realizado de una lámina de acero de alta resistencia, la calidad del acero de la cual es aceptable, si tiene una composición de elementos químicos comunes como una lámina de acero de alta resistencia, en la que, sin embargo, se controla el contenido en C, Si, Mn, P, S, Al, Cr, B, Ti, y N en sus respectivos intervalos adecuados. Desde este punto de vista, los intervalos de estos elementos químicos y de los suelos para limitar sus intervalos son los siguientes:

45 [C del 0,15 % al 0,35 %]

50 El C es un elemento importante para controlar la resistencia de la estructura de martensita. Cuando se disminuye el contenido, la resistencia deviene insuficiente incluso si la estructura es completamente de martensita. Cuando el contenido en C es menos del 0,15 %, la resistencia de la martensita deviene insuficiente y, por lo tanto, no se puede asegurar una alta resistencia de un producto formado en prensa caliente. Cuando el contenido en C deviene superior al 0,35 %, da como resultado que la resistencia también devenga bastante elevada, haciendo así imposible obtener una ductilidad excelente. El contenido en C puede ser preferentemente no inferior al 0,18 % como el límite inferior más preferente (aún más preferentemente no inferior a 0,20 %) y no más del 0,30 % como el límite superior más preferente (aún más preferentemente no superior al 0,27 % y además aún más preferentemente no superior al 0,25 %).

[Si del 0,5 % al 3 %]

60 El Si exhibe la acción de formación de austenita retenida durante el enfriamiento. En exhibiciones adicionales de mejora de la resistencia mediante una mejora de la solución sólida sin deteriorar la ductilidad demasiado. Cuando el contenido en Si es inferior al 0,5 %, no se puede asegurar la austenita retenida en una fracción prescrita, haciendo imposible obtener una ductilidad excelente. Cuando el contenido en Si deviene más del 3 %, el grado de mejora de la solución sólida deviene demasiado alto, dando como resultado el drástico deterioro de la ductilidad. El contenido en Si puede ser preferentemente no inferior al 1,15 % como el límite inferior más preferente (aún más preferente no inferior al 1,20 %) y no superior al 2,7% como el límite superior más preferente (aún más preferentemente no superior al 2,5 %).

superior al 2,5 %).

[Mn del 0,5 % al 2 %]

- 5 El Mn es un elemento para estabilizar la austenita, y contribuye a un aumento de la austenita retenida. Mejora la templabilidad, y por lo tanto, es un elemento para impedir la formación de ferrita, perlita, y bainita, durante el enfriamiento después del calentamiento, contribuyendo así en el aseguramiento de la austenita retenida. Para realizar tal efecto exhibido, el Mn puede contenerse preferentemente al 0,5 % o superior. El contenido en Mn puede ser preferente cuando es superior, en el caso en el que solo se toman las características en consideración, pero el
- 10 contenido en Mn puede controlarse preferentemente al 2 % o inferior, por un incremento en el coste por la adición de elementos de aleación. Además, una mejora considerable de la resistencia de la austenita retenida aumenta una carga de rodillo caliente, haciendo así difícil producir láminas de acero, y por lo tanto, incluso desde el punto de vista de la productividad, no es preferente que se contenga el Mn a más del 2 %. El contenido en Mn puede ser preferentemente no inferior al 0,7% como el límite inferior más preferente (aún más preferente no inferior al 0,9%) y
- 15 no superior al 1,8% como el límite superior más preferente (aún más preferentemente no superior al 1,6%).

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

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

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

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

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

- 40 El Al es un útil como un elemento desoxidante y además útil para la fijación de N disuelto en acero como AlN para mejorar la ductilidad. Para realizar un tal efecto eficazmente exhibido, el contenido en Al puede controlarse preferentemente al 0,01 % o superior. Sin embargo, cuando el contenido en Al deviene superior al 0,1 %, da como resultado una formación excesiva de Al_2O_3 para deteriorar la ductilidad. El contenido en Al puede ser preferentemente no inferior al 0,013% como el límite inferior más preferente (aún más preferente no inferior al 0,015%) y no superior al 0,08% como el límite superior más preferente (aún más preferentemente no superior al 0,06%).

45 [Cr del 0,01 % al 1 %]

- 50 El Cr tiene la acción de supresión de la transformación de ferrita, transformación de perlita, y transformación de bainita, y por lo tanto, es un elemento para impedir la formación de ferrita, perlita, y bainita, durante la refrigeración y después del calentamiento, contribuyendo al aseguramiento de la austenita retenida. Para realizar tal efecto exhibido, el Cr puede contenerse preferentemente al 0,01 % o superior. Incluso si el Cr se contiene por encima del 1 %, da como resultado en un aumento en los costes. El contenido en Cr puede ser preferentemente no inferior al 0,02 % como el límite inferior más preferente (aún más preferente no inferior al 0,05 %) y no superior al 0,8 % como el límite superior más preferente (aún más preferentemente no superior al 0,5 %).

55 [B del 0,0002 % al 0.01 %]

- 60 El B tiene la acción de supresión de la mejora de la templabilidad de ferrita, transformación de perlita, y bainita y, por lo tanto, es un elemento para impedir la formación de ferrita, perlita, y bainita, durante la refrigeración y después del calentamiento, contribuyendo al aseguramiento de la austenita retenida. Para realizar tal efecto exhibido, el B puede contenerse preferentemente al 0,0002 % o superior, pero incluso si se contiene el B más allá del 0,01 %, se satura el efecto. El contenido en B puede ser preferentemente no inferior al 0,0003 % como el límite inferior más preferente (aún más preferente no inferior al 0,0005 %) y no superior al 0,008 % como el límite superior más preferente (aún más preferentemente no superior al 0,005 %).

65

[Ti del (contenido en N) x 4 % al 0,1 %]

El Ti fija el N y mantiene el B en estado de solución sólida, exhibiendo así el efecto de mejorar la templabilidad. Para realizar tal efecto exhibido, el Ti puede contenerse preferentemente al menos 4 veces superior al contenido en N. Sin embargo, cuando el contenido en Ti deviene excesivo más allá del 0,1 %, da como resultado una formación excesiva de TiC, provocando así un aumento de la resistencia por mejora de la precipitación, pero un deterioro de la ductilidad. El contenido en Ti puede ser preferentemente no inferior al 0,05 % como el límite inferior más preferente (aún más preferente no inferior al 0,06 %) y no superior al 0,09 % como el límite superior más preferente (aún más preferentemente no superior al 0,08 %).

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

El N es un elemento para fijar B como BN, disminuyendo así el efecto de mejora de la templabilidad, y puede ser preferente una reducción del contenido en N tan bajo como sea posible, lo que tiene, sin embargo, una limitación en el proceso actual. Por lo tanto, el límite del contenido en N se estableció al 0,001 %. Cuando el contenido en N deviene excesivo, da como resultado la formación TiN grueso, que deviene el origen de la fractura, deteriorando así la ductilidad. Por lo tanto, el límite superior de contenido en N se estableció al 0,01 %. El contenido en N puede no ser preferentemente superior al 0,008 % como el límite superior más preferente (aún más preferentemente no superior al 0,006 %).

Los componentes químicos básicos en el producto formado en prensa caliente de la presente invención son como se describió anteriormente, y el resto consiste en hierro. La expresión "consiste esencialmente en hierro" significa que el producto formado en prensa caliente de la presente invención puede contener, además de hierro, componentes menores (por ejemplo, además Mg, Ca, Sr, y Ba, REM tal como La, y elementos de formación de carburo tal como Zr, Hf, Ta, W y Mo) en un tal nivel que estos componentes menores no inhiben las características de la lámina de acero de la presente invención, y puede contener además impurezas (por ejemplo, O, H) diferentes a P y S.

También es útil para permitir que el producto formado en prensa caliente de la presente invención contenga elementos adicionales, cuando sea necesario; por ejemplo, (a) uno o más seleccionados de un grupo que consiste en Cu, Ni, y Mo al 1 % o inferior (sin incluir el 0 %) en total; y (b) V y/o Nb al 0,1 % o inferior (sin incluir el 0 %) en total. El producto formado en prensa caliente puede tener además características mejoradas dependiendo de los tipos de elementos contenidos. Cuando se contienen estos elementos, sus intervalos preferentes y suelos para limitación de sus intervalos son los siguientes:

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

El Cu, Ni, y Mo suprimen la transformación de ferrita, transformación de perlita, y transformación de bainita, y por lo tanto, la formación de ferrita, perlita, y bainita, durante la refrigeración después del calentamiento, y actúan eficazmente en el aseguramiento de la austenita retenida. Para realizar un tal efecto exhibido, estos elementos pueden contenerse preferentemente al 0,01 % o más en total. Tomando solo las características en consideración, sus contenidos pueden ser preferentes cuando es superior, pero puede controlarse preferentemente al 1 % o menos en total por un incremento en el coste por la adición de elementos de aleación. Además, estos elementos tienen la acción de mejorar considerablemente la resistencia de la austenita, aumentando así una carga de rodillo caliente de modo que la producción de las láminas de acero deviene difícil. Por lo tanto, incluso desde el punto de vista de la productividad, sus contenidos pueden controlarse preferentemente al 1 % o menos. Estos contenidos de elementos pueden ser preferentemente no inferiores al 0,05 % como el límite inferior más preferente (aún más preferentemente no inferior al 0,06 %) en total y no superior al 0,9 % como el límite superior más preferente (aún más preferentemente no superior al 0,8 %) en total.

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

El V y Nb tienen el efecto de formación de carburo fino y fabrican una estructura fina por el efecto de fijación. Para realizar un tal efecto exhibido, estos elementos pueden contenerse preferentemente al 0,001 % o más en total. Sin embargo, cuando el contenido de elementos deviene excesivo, da como resultado la formación carburo grueso, que deviene el origen de la fractura, deteriorando así la ductilidad. Por lo tanto, el contenido de estos elementos se puede controlar preferentemente al 0,1 % o menos en total. Estos contenidos de elementos pueden ser preferentemente no inferiores al 0,005 % como el límite inferior más preferente (aún más preferentemente no inferior al 0,008 %) en total y no superior al 0,08 % como el límite superior más preferente (aún más preferentemente no superior al 0,06 %) en total.

La lámina de acero fina para formar la prensa caliente de la presente invención puede ser tanto una lámina de acero no metalizada o una lámina de acero metalizada. Cuando es una lámina de acero metalizada, el tipo de metalizado puede ser tanto un galvanizado común o un revestimiento de aluminio. El método de metalizado puede ser tanto metalizado en caliente o galvanoplastia. Después del metalizado, se puede llevar a cabo el tratamiento térmico de aleación, o se puede llevar a cabo un metalizado adicional como metalizado multicapa.

De acuerdo con la presente invención, las características de los productos formados, tales como la resistencia y el alargamiento, se pueden controlar ajustando apropiadamente las condiciones de formación de prensa (temperatura de calentamiento y tasa de refrigeración), y además, se pueden obtener los productos formados en prensa caliente que tienen una ductilidad alta (ductilidad retenida), de modo que se pueden aplicar incluso a piezas (por ejemplo, miembros de absorción de energía), habiéndose aplicado tales productos formados en prensa caliente duramente, por lo tanto, la presente invención es extremadamente útil para extender el intervalo de aplicación de productos formados en prensa caliente. Los productos formados en prensa caliente, que se pueden obtener en la presente invención, tienen además una ductilidad residual mejorada comparada con los productos formados, cuya estructura se ajustó mediante el anelamiento común después de la formación de prensa fría.

Lo siguiente describirá 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 las modificaciones o variaciones apropiadas dentro de un intervalo capaz de satisfacer lo esencial descrito anteriormente y a continuación, todos los cuales están incluidos en el ámbito de la técnica de la presente invención.

Ejemplos

Los materiales de acero que tienen composiciones de elementos químicos respectivas mostrados en la Tabla 1 a continuación se formaron en losas para uso experimental mediante un método de fusión al vacío, después del cual las losas se laminaron en caliente, seguidas de refrigeración, y después se enrollaron. Estas láminas enrolladas se enrollaron además en frío en las láminas de acero finas. En la Tabla 1, el punto de transformación A_{c3} se determinó respectivamente usando las fórmulas (1) y (2) descritas a continuación (ver, por ejemplo, la traducción japonesa de "La física Metalúrgica de los Aceros" originalmente escrita por William C. Leslie, publicada por Maruzen, 1985).

$$\text{PUNTO DE TRANSFORMACIÓN } A_{c3} (\text{°C}) = 910 - 203 \times [C]^{1/2} + 44.7 \times [Si] - 30 \times [Mn] + 700 \times [P] + 400 \times [Al] + 400 \times [Ti] + 104 \times [V] - 11 \times [Cr] + 31.5 \times [Mo] - 20 \times [Cu] - 15.2 \times [Ni] \text{ — (1)}$$

$$\text{Punto } M_s (\text{°C}) = 550 - 361 \times [C] - 39 \times [Mn] - 10 \times [Cu] - 17 \times [Ni] - 20 \times [Cr] - 5 \times [Mo] + 30 \times [Al] \text{ — (2)}$$

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

[Tabla 1]

Calidad del metal	Composición de elementos químicos* (% en masa)															Punto de transformación AC ₃	Punto Ms
	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			0,21				0,027	0,0033	0,053	0,0047	863	409
B	0,346	1,21	1,28	0,013	0,0017			0,21				0,027	0,0033	0,050	0,0044	844	372
C	0,232	0,18	1,41	0,014	0,0021			0,21				0,027	0,0033	0,053	0,0047	818	409
D	0,232	1,19	1,41	0,014	0,0021			0,21						0,053	0,0047	852	409
E	0,047	1,22	1,25	0,014	0,0021			0,19				0,027	0,0033	0,053	0,0047	923	482
F	0,225	1,31	1,33	0,014	0,0021	0,15		0,12				0,027	0,0033	0,053	0,0047	870	415
G	0,234	1,10	1,52	0,014	0,0021		0,22	0,13				0,027	0,0033	0,053	0,0047	852	401
H	0,231	1,21	1,39	0,014	0,0021							0,027	0,0033	0,053	0,0047	867	414
I	0,231	1,21	1,39	0,014	0,0021			0,05				0,027	0,0033	0,053	0,0047	866	413
J	0,229	1,04	1,41	0,014	0,0021	0,07		0,18				0,027	0,0033	0,053	0,0047	856	410
K	0,219	1,20	1,14	0,014	0,0021			0,15	0,03			0,027	0,0033	0,053	0,0047	876	425
L	0,225	1,23	1,26	0,014	0,0021			0,10	0,17			0,027	0,0033	0,053	0,0047	877	418
M	0,217	1,41	1,44	0,014	0,0021			0,20		0,03		0,027	0,0033	0,053	0,0047	878	413
N	0,230	0,89	1,37	0,014	0,0021			0,19			0,03	0,027	0,0033	0,053	0,0047	851	411
O	0,230	1,2	0,92	0,014	0,0021			0,19				0,027	0,0033	0,053	0,0047	878	429

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

5 Las láminas de acero obtenidas así se calentaron bajo las condiciones respectivas mostradas en la Tabla 2 a
continuación, y seguidamente se sometieron a un tratamiento de refrigeración usando un sistema de prueba de
tratamiento de calentamiento de alta velocidad para láminas de acero (serie CAS, disponible de ULVAC-RIKO, Inc.),
que puede controlar la tasa de refrigeración media. Las láminas de acero que se someterán al tratamiento de
formación y refrigeración tiene un tamaño de 190 mm x 70 mm (y el espesor de una lámina es de 1,4 mm). Las tasas
de refrigeración 1 y 2 mostradas en la Tabla 2 indican una tasa de refrigeración media para temperatura de
calentamiento al punto MS - 50 °C o menos (temperatura de acabado de la formación), y una tasa de refrigeración
media desde la temperatura de acabado de la formación hasta 200 °C o menos, respectivamente. Cuando sea
necesario, se somete la lámina de acero a un galvanizado en caliente para obtener una lámina de acero galvanizada
10 en caliente (Prueba Número 21).

15 Para las láminas de acero respectivas después de los tratamientos anteriores (calentamiento, formación, y
refrigerado), la medida de la resistencia a la tracción (TS) y el alargamiento (alargamiento EL total), y la observación
de la estructura metálica (fracción de cada estructura), se llevaron a cabo mediante los métodos descritos a
continuación.

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

20 Se utilizaron muestras JIS Número 5 para pruebas de tracción para medir la resistencia a la tracción (TS) y el
alargamiento (EL). En ese momento, la tasa de deformación en los ensayos de tracción se estableció en 10 mm/seg.
En la presente invención, las muestras se evaluaron como "aprobadas" cuando cumplieron la condición de (a): la
resistencia a la tracción (TS) es 1470 MPa y el alargamiento (EL) es 9 % o superior.

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

25 (1) Para martensita y otras estructuras (por ejemplo, ferrita, ferrita bianítica) en las láminas de acero, cada lámina
de acero está sometida a decapado nital, y seguidamente se observó mediante un SEM (con una ampliación de
1000x o 2000x), en el que se midió tal martensita y las otras estructuras para sus respectivas fracciones
(fracciones de área).

30 (2) Para la fracción de austenita retenida en las láminas de acero, se midió cada lámina de acero mediante un
método de difracción de rayos X, después de la molienda a un cuarto del grosor de las láminas de acero y
posterior pulido químico (ver, por ejemplo, ISJJ Int. Vol 33 (1933), Número 7, p. 776).

35 Estos resultados se muestran en la Tabla 2 a continuación, junto con las condiciones de producción (temperatura de
calentamiento, temperatura de acabado de la formación, y tasas de refrigeración media).

[Tabla 2]

Nº	Calidad del acero	Condiciones de producción				Metalizado o no metalizado	Estructura o producto formado (% por área)			Resistencia a la tracción TS (MPa)	Alargamiento EL (%)
		Temperatura de calentamiento (°C)	Tasa 1 de refrigeración (°C/seg)	Temperatura de formación y acabado (°C)	Tasa 2 de refrigeración (°C/seg)		Martensita	Austenita retenida	Otra estructura*		
1	A	930	40	200	15	No metalizado	95	5	-	1550	10
2	A	930	40	350	2,5	No metalizado	94	6	-	1520	11
3	A	930	15	-	-	No metalizado	45	5	a:15,B:35	1332	12
4	A	825	40	200	15	No metalizado	40	10	a:50	1003	24
5	A	930	40	500	15	No metalizado	20	5	B:75	1240	17
6	B	930	40	200	15	No metalizado	92	8	-	1933	10
7	C	930	40	200	15	No metalizado	100	0	-	1545	7
8	C	930	40	350	2,5	No metalizado	99	1	-	1481	8
9	D	900	40	200	15	No metalizado	75	6	B:19	1420	11
10	E	900	40	200	15	No metalizado	98	2	-	1250	7
11	F	900	40	200	15	No metalizado	95	5	-	1525	11
12	G	900	40	200	15	No metalizado	95	5	-	1549	11
13	H	900	40	200	15	No metalizado	78	6	B:16	1451	10
14	I	900	40	200	15	No metalizado	95	5	-	1549	11
15	J	900	40	200	15	No metalizado	95	5	-	1529	11
16	K	900	40	200	15	No metalizado	95	5	-	1532	11
17	L	900	40	200	15	No metalizado	95	5	-	1507	11
18	M	900	40	200	15	No metalizado	95	5	-	1528	10
19	N	900	40	200	15	No metalizado	95	5	-	1536	11
20	O	900	40	200	15	No metalizado	87	8	B:5	1488	10

Nº	Calidad del acero	Condiciones de producción				Metalizado o no metalizado	Estructura o producto formado (% por área)			Resistencia a la tracción TS (MPa)	Alargamiento EL (%)
		Temperatura de calentamiento (°C)	Tasa 1 de refrigeración (°C/seg)	Temperatura de formación y acabado (°C)	Tasa 2 de refrigeración media (°C/seg)		Martensita	Austenita retenida	Otra estructura*		
21	A	930	40	350	2,5	Metalizado	94	6	-	1520	11

*α y B indican ferrita y ferrita blanítica, respectivamente

A partir de estos resultados, se pueden realizar las discusiones como sigue: prueba número 1, 2, 6, 11, 12, y 14 a 21 son ejemplos que cumplen los requisitos definidos en la presente invención, indicando así qué piezas que tienen un equilibrio entre resistencia y ductilidad se obtuvieron. En particular, la Prueba Numero 6 indica qué piezas que tienen una resistencia extremadamente alta y que exhiben además una excelente ductilidad se obtuvieron.

5 En particular, las Pruebas Número 3 a 5, 7 a 10 y 13 son Ejemplos Comparativos que no cumplen ninguno de los de requisitos definidos en la presente invención, deteriorando así cualquiera de las características. Más específicamente, la Prueba Número 3 fue el caso donde la tasa de refrigeración después del calentamiento fue baja, de modo que la fracción de martensita se aseguró (se formó ferrita y ferrita bianítica), fracasando así en garantizar la resistencia. La Prueba Número 4 fue el caso donde la temperatura de calentamiento era más baja que el punto de transformación de Acabado₃, de modo que la fracción de martensita no se aseguró, fracasando así en garantizar la resistencia.

15 La Prueba Número 5 fue el caso donde se acabó la formación en el punto Ms o superior, de modo que la fracción de martensita no se aseguró, fracasando así en garantizar la resistencia. Las Pruebas Número 7 y 8 se destinaron para acero equivalente el 22MnB5 convencional (calidad de acero C mostrada en la Tabla 1), de modo que la austenita retenida no se aseguró, obteniendo así un alargamiento (EL) bajo, aunque se obtuvo una alta resistencia.

20 La Prueba Número 9 fue el caso donde se usó acero libre de Ti y B (calidad de acero mostrada en la Tabla 1), de modo que la fracción de martensita no se aseguró, fracasando así en garantizar la resistencia. La Prueba Número 10 fue el caso donde se usó un corto contenido de C (calidad de acero E mostrada en la Tabla 1), de modo que la austenita retenida no se aseguró, obteniendo así un alargamiento (EL) bajo.

25 La Prueba Número 13 fue el caso donde se usó acero libre de Cr (calidad de acero H mostrada en la Tabla 1), de modo que la fracción de martensita no se aseguró, fracasando así en garantizar la resistencia.

Aplicabilidad industrial

30 La presente invención hace posible proporcionar un producto formado en prensa caliente, que incluye una lámina de acero fina formada mediante un método de prensa caliente, que tiene una estructura metálica que contiene martensita del 80 % al 97 % por área y austenita retenida del 3 % al 20 % por área, estando el área de la estructura restante de la misma al 5 % por área o menos, donde el equilibrio entre la resistencia y el alargamiento se puede controlar en un intervalo apropiado y se puede lograr una alta ductilidad.

35 Descripción de las referencias numéricas

- 1 Punzón
- 2 Troquel
- 3 Soporte de pieza en toscó
- 40 4 Lámina de acero (Pieza en toscó)

REIVINDICACIONES

- 5 1. Un producto formado en prensa caliente, que comprende una lámina de acero fina formada por un método de formación en prensa caliente, y que tiene una estructura metálica que contiene martensita del 80 % al 97 % por área y austenita retenida del 3 % al 20 % por área, estando la estructura restante del mismo al 5 % por área o menos, teniendo dicho producto formado en prensa caliente una composición de elementos químicos que consiste en:
- 10 C del 0,15 % al 0,35 %, donde "%" significa "% en masa", y el mismo se aplica a lo que sigue 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 el 0 %;
S al 0,05 % o menos, sin incluir el 0 %;
15 Al del 0,01 % al 0,1 %;
Cr del 0,01 % al 1 %;
B del 0,0002 % al 0,01 %;
Ti del (contenido de N) x 4 % al 0,1 %;
N del 0,001 % al 0,01 %;
20 opcionalmente, uno o más seleccionados del grupo que consiste en Cu, Ni, y Mo al 1 % o menos en total; y opcionalmente V y/o Nb al 0,1 % o menos en total, y el resto que consiste en hierro e impurezas inevitables.
2. El producto formado en prensa caliente de acuerdo con la reivindicación 1, donde Si no es menor del 1,15 %.
- 25 3. Un proceso para producir el producto formado en prensa caliente según la reivindicación 1 o 2, que comprende:
- 30 el calentamiento de una lámina de acero fina a una temperatura no menor al punto de transformación AC₃ y no mayor a 1000 °C; y después el inicio de la formación de la lámina de acero fina con una herramienta de prensa para producir un producto formado con prensa caliente, durante cuya formación de una tasa de enfriamiento media de 20 °C/seg o superior en una herramienta de prensa, y cuya formación finaliza a una temperatura no superior (al punto MS de la temperatura de inicio de la transformación de la martensita - 50 °C).
- 35 4. Una lámina de acero fina para la formación en prensa caliente, que se destina al uso en la producción de un producto formado en prensa caliente según la reivindicación 1, y que tiene una composición de elementos químicos que consisten en:
- 40 C del 0,15 % al 0,35 %, donde "%" significa "% en masa", y el mismo se aplica a lo que sigue 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 el 0 %;
S al 0,05 % o menos, sin incluir el 0 %;
45 Al del 0,01 % al 0,1 %;
Cr del 0,01 % al 1 %;
B del 0,0002 % al 0,01 %;
Ti del (contenido de N) x 4 % al 0,1 %;
N del 0,001 % al 0,01 %;
50 opcionalmente, uno o más seleccionados del grupo que consiste en Cu, Ni, y Mo al 1 % o menos en total; y opcionalmente V y/o Nb al 0,1 % o menos en total, y el resto que consiste en hierro e impurezas inevitables.
- 55 5. La lámina de acero fina para la formación en prensa caliente de acuerdo con la reivindicación 4, donde Si no es inferior al 1,15 %.

[Fig.1]

