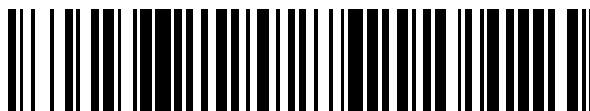


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 726 106**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01) C22C 38/22	(2006.01)
B60R 19/34	(2006.01) C22C 38/24	(2006.01)
B62D 29/00	(2006.01) C22C 38/26	(2006.01)
C22C 38/38	(2006.01) C22C 38/28	(2006.01)
F16F 7/00	(2006.01) C22C 38/32	(2006.01)
B62D 21/15	(2006.01)	
C22C 38/02	(2006.01)	
C22C 38/04	(2006.01)	
C22C 38/06	(2006.01)	
C22C 38/12	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **06.12.2012** **PCT/JP2012/081601**

87 Fecha y número de publicación internacional: **12.06.2014** **WO14087511**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **06.12.2012** **E 12889514 (1)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **20.03.2019** **EP 2930253**

54 Título: **Material de acero y miembro de absorción de golpes y uso del mismo**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
01.10.2019

73 Titular/es:

NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo 100-8071, JP

72 Inventor/es:

KAWANO KAORI;
TASAKA MASAHIRO;
NAKAZAWA YOSHIKI;
TANAKA YASUAKI y
TOMIDA TOSHIRO

74 Agente/Representante:

PONS ARIÑO, Ángel

ES 2 726 106 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

Material de acero y miembro de absorción de golpes y uso del mismo

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a un material de acero y a un miembro de absorción de impactos. Específicamente, La presente invención se refiere a un miembro de absorción de impactos en el que la aparición de grietas cuando se somete a una carga de impacto se suprime y que tiene un elevado esfuerzo de fluencia efectivo y un material de acero adecuado como material de partida para el miembro de absorción de impactos.

Técnica antecedente

En los últimos años, para proteger el medioambiente mundial, se demanda la reducción de peso de las carrocerías de automóviles como medida para disminuir la cantidad de CO₂ emitida por parte de los automóviles, y se requieren aumentos en la resistencia de materiales de acero para automóviles. Esto se debe a que el aumento en resistencia del material de acero permitirá disminuir el espesor del material de acero de los automóviles. Por otro lado, existen demandas crecientes de seguridad de automóviles en las colisiones. Por consiguiente, existe la necesidad no solo simplemente de aumentar la resistencia del material de acero, sino también en desarrollar un material de acero que tenga una resistencia de impactos mejorada cuando colisiona durante la conducción.

En tales casos, puesto que cada porción de un material de acero para un automóvil se somete a deformación a una elevada velocidad de deformación de al menos varias decenas de segundos⁻¹ en la colisión, se requiere un material de acero de alta resistencia que tenga propiedades de resistencia dinámica mejoradas. Como material de acero de alta resistencia, se conoce un acero TRIP de baja aleación que tiene una gran diferencia estática-dinámica (diferencia entre la resistencia estática y la resistencia dinámica), y un material de acero de estructura multifásica de alta resistencia, tal como el acero de estructura multifásica que tiene una segunda fase formada principalmente por martensita.

Con respecto al acero TRIP de baja aleación, por ejemplo, el documento de patente 1 describe una chapa de acero de alta resistencia del tipo de transformación inducida por deformación (chapa de acero TRIP) que tiene propiedades de deformación dinámica mejoradas y para absorber energía de colisión de los automóviles.

Por otro lado, en relación con la chapa de acero de estructura multifásica que tiene una segunda fase formada principalmente por martensita, se propone lo siguiente.

El documento de patente 2 describe una chapa de acero de alta resistencia que tiene un excelente balance entre la resistencia y la ductilidad, y una diferencia estática-dinámica de al menos 170 MPa, en donde la chapa de acero está formada por granos finos de ferrita, y el diámetro promedio de grano, d_s , de los granos nanocristalinos tienen un diámetro de grano de como máximo 1,2 μm y un diámetro promedio de grano d_l , de los granos microcristalinos que tienen un diámetro de grano mayor que 1,2 μm , satisfacen la relación de $d_l/d_s \geq 3$.

El documento de patente 3 describe una chapa de acero que tiene una alta relación estática-dinámica, en donde la chapa de acero tiene una estructura de doble fase de martensita que tiene un diámetro promedio de grano de como máximo 3 μm y una ferrita que tiene un diámetro promedio de grano de como máximo 5 μm .

El documento de patente 4 describe una chapa de acero laminada en frío con excelentes propiedades de absorción al impacto, en donde la chapa de acero contiene al menos el 75% de fase de ferrita que tiene un diámetro promedio de grano de como máximo 3,5 μm , estando el resto compuesto por martensita revenida.

El documento de patente 5 describe una chapa de acero laminada en frío que tiene una diferencia estática-dinámica de al menos 60 MPa a una velocidad de deformación de 5×10^2 a $5 \times 10^3/\text{s}$, en donde la chapa de acero está formada para que tenga una estructura de doble fase de ferrita y martensita mediante pre-deformación.

El documento de patente 6 describe una chapa de acero laminada en caliente que tiene excelentes propiedades de resistencia al impacto, en donde la chapa de acero está formada solamente de al menos el 85% de bainita y una fase dura tal como martensita.

El documento JP 2012-214869 desvela una placa de acero con una microestructura de: bainita formada con alta temperatura: del 10 % al 80 %, bainita formada con alta temperatura + martensita revenida: del 10 % al 80 %, ferrita poligonal: del 10 % al 50 %, austenita retenida: 5 % o más.

El documento JP 2012-001773 describe una composición de acero que comprende del 0,1-0,2 % de C, 1-3 % de Mn, 0,5 % o más y menos de 2,5 % de Si + Al, 0,001-0,015 % de N y el resto de Fe e impurezas.

Lista de citas

Documento de patente

- 5 Documento de patente 1: Patente japonesa abierta a inspección pública n.º 11-80879
 Documento de patente 2: patente japonesa abierta a inspección pública n.º2006-161077
 Documento de patente 3: Patente japonesa abierta a inspección pública n.º2004-84074
 Documento de patente 4: Patente japonesa abierta a inspección pública n.º2004-277858
 Documento de patente 5: Patente japonesa abierta a inspección pública n.º2000-17385
 10 Documento de patente 6: Patente japonesa abierta a inspección pública n.º 11-269606

Sumario de la invención

- 15 Sin embargo, un material de acero que es un material de partida para un miembro de absorción de impactos convencional tiene el siguiente problema. Es decir, con el fin de mejorar las propiedades de absorción al impacto de un miembro de absorción de impactos (que en lo sucesivo también se denomina simplemente como "miembro"), es necesario aumentar la resistencia del material de acero que es un material de partida para el miembro de absorción de impactos (que en lo sucesivo también se denomina simplemente como "material de acero").

- 20 Como se entiende a partir de la divulgación en el "Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity", vol. 46, No.534, págs.641,-645, que muestra que una carga promedio (F_{prom}) que determina la absorción de la energía de impacto de material de acero se proporciona como:

$$F_{prom} \propto (\sigma_Y \cdot t^2)/4$$

- 25 en la que

- σ_Y el esfuerzo de fluencia efectivo, y
 t es el espesor de la chapa,
 30 la energía de impacto depende en gran medida del espesor del material de acero. Por lo tanto, se puede lograr solo hasta cierto punto tanto un grosor reducido como una alta capacidad de absorción de impactos para un miembro de absorción de impactos solo aumentando la resistencia de la chapa de acero.

- Además, tal como se desvela en, por ejemplo, las publicaciones internacionales n.º 2005/010396, 2005/010397 y 35 2005/010398, la absorción de energía de impacto de un miembro de absorción de impactos también depende en gran medida de su forma. Por lo tanto, existe la posibilidad de aumentar rápidamente la absorción de energía de impacto del miembro de absorción de impactos a un nivel que no se puede lograr simplemente aumentando la resistencia del material de acero, optimizando la forma del miembro de absorción de impactos para aumentar el trabajo de deformación plástica.

- 40 Sin embargo, incluso si se optimiza la forma de un miembro de absorción de impactos para aumentar la cantidad de trabajo de deformación plástica, se podrían producir grietas en el miembro de absorción de impactos en una etapa temprana antes de que se complete la deformación plástica deseada, a menos que el material de acero tenga una capacidad de deformación que sea capaz de soportar la cantidad de trabajo de deformación plástica. En dicho caso, 45 no es posible aumentar la cantidad de trabajo de deformación plástica, y, por lo tanto, no es posible aumentar rápidamente la absorción de la energía de absorción al impacto. Además, si se produce una grieta en el miembro de absorción de impactos en una etapa temprana, puede conducir a una situación inesperada de tal modo que se dañe otro miembro que esté dispuesto de manera adyacente al miembro de absorción de impactos.

- 50 Convencionalmente, la resistencia dinámica del material de acero se ha aumentado en base a la noción técnica de que la energía de absorción al impacto del miembro de absorción de impactos depende de la resistencia dinámica del material de acero. Sin embargo, mediante el simple aumento de la resistencia dinámica del material de acero puede deteriorar significativamente las propiedades de deformación. Por esa razón, incluso si se optimiza la forma del miembro de absorción de impactos para aumentar la cantidad de trabajo de deformación plástica, no es 55 necesariamente posible aumentar dramáticamente la energía de impacto absorbida por el miembro de absorción de impactos.

- Además, ya que convencionalmente la forma de un miembro de absorción de impactos se ha estudiado en el supuesto de que se utilice el material de acero fabricado en base a la noción técnica descrita anteriormente, la optimización de 60 la forma del miembro de absorción de impactos se ha estudiado en principio en base a la deformabilidad de las chapas de acero convencionales. Por esa razón, no se ha efectuado un estudio suficiente desde la perspectiva de mejorar la deformabilidad del material de acero para mejorar la cantidad de trabajo de deformación plástica así como para optimizar la forma de un miembro de absorción de impactos fabricado con el material de acero obtenido.

- 65 Tal como se ha descrito anteriormente, para mejorar la energía de absorción al impacto de un miembro de absorción de impactos, es importante optimizar la forma del miembro de absorción de impactos, además de aumentar la

resistencia del material de acero que es un material de partida para el miembro de absorción de impactos para aumentar la cantidad de trabajo de deformación plástica.

Con respecto al material de acero, del cual es un material de partida para un miembro de absorción de impactos, para optimizar la forma del miembro de absorción de impactos para aumentar la cantidad de trabajo de deformación plástica, es importante aumentar un esfuerzo de fluencia efectivo para del material de acero al tiempo que se suprime la aparición de grietas cuando se somete a una carga de impacto. Además, existe la necesidad de mejorar la robustez del miembro de absorción de impactos de modo que incluso cuando la dirección de pandeo del miembro de absorción de impactos cuando hay una colisión es distinta de la dirección de pandeo asumida en el momento de diseño del mismo, se suprimen las grietas y se obtiene una alta absorción de energía de impactos.

Para realizar un miembro de absorción de impactos que tenga una alta absorción de energía de impactos y excelente robustez, los presentes inventores han estudiado sobre materiales de acero que es un material de partida para el miembro de absorción de impactos, con respecto a los medios de supresión de la aparición de grietas, el aumento de la robustez y el aumento del esfuerzo de fluencia efectivo cuando se somete a una carga de impacto cuando los materiales de acero están formados en miembros de absorción de impactos y, de este modo, han obtenido nuevos hallazgos que se enumeran a continuación.

(A) Para mejorar la energía de absorción al impacto de un miembro de absorción de impactos, es eficaz aumentar el esfuerzo de fluencia efectivo cuando se aplica una verdadera deformación del 5 % (en lo sucesivo en el presente documento denominado como "5 % de esfuerzo de fluencia") al material de acero.

(B) Suprimir la aparición de grietas en un miembro cuando se somete a una carga de impacto, es eficaz mejorar el alargamiento uniforme y ductilidad local del material de acero.

(C) Para aumentar la robustez de un miembro respecto a la supresión de grietas cuando se somete a una carga de impacto, es eficaz mejorar la ductilidad local del material de acero.

(D) Para aumentar el esfuerzo de fluencia del 5% de un material de acero, es eficaz aumentar la resistencia de rendimiento del mismo y un coeficiente de endurecimiento por acritud (valor n) en una zona de baja deformación.

(E) Para aumentar la resistencia de rendimiento y el coeficiente de endurecimiento por acritud en una zona de baja deformación de un material de acero, es necesario que la estructura de acero del material de acero tenga una estructura multifásica que contenga bainita como la fase principal y martensita que es más dura que la bainita, en una segunda fase.

(F) La resistencia de rendimiento y ductilidad local de un material de acero de estructura multifásica que tiene bainita como la fase principal depende de la fracción del área de la bainita y el intervalo promedio de una estructura de malla (en lo sucesivo, también denominado como un "intervalo de malla promedio") de bainita. Por lo tanto, para obtener una alta resistencia de rendimiento y una alta ductilidad local en un material de acero de estructura multifásica que tiene bainita como la fase principal, es necesario especificar un límite inferior de la fracción del área de la bainita, en el que se especifica un límite superior del intervalo de malla promedio.

(G) La martensita contenida en la segunda fase contribuye en un aumento del coeficiente de endurecimiento por acritud en una zona de baja deformación y un aumento en el alargamiento uniforme. Por lo tanto, es necesario especificar un límite inferior de la fracción del área de la martensita.

(H) Por otro lado, una fracción de área excesivamente grande de martensita llevará, a una disminución de la ductilidad local. Por lo tanto, es necesario especificar un límite superior de la fracción del área de la martensita.

(I) Cuando una relación de dureza entre bainita que es la fase principal y martensita contenida en la segunda fase es excesivamente grande, es más probable que se formen dislocaciones móviles por la deformación plástica, disminuyendo, de este modo, la resistencia de rendimiento del material de acero. Por lo tanto, es necesario especificar un límite superior para la relación de dureza entre la bainita que es la fase principal y la martensita.

(J) Por otro lado, una relación de dureza excesivamente pequeña entre la bainita que es la fase principal y la martensita contenida en la segunda fase hará difícil aumentar el coeficiente de endurecimiento por acritud en una zona de baja deformación, que se obtiene incluyendo martensita y aumentar el alargamiento uniforme. Por lo tanto, es necesario especificar un límite inferior de la relación de dureza entre la bainita que es la fase principal y la martensita.

(K) En un material de acero de estructura multifásica que tiene bainita como la fase principal, se concentra la deformación y el endurecimiento por acritud se produce solo en bainita por deformación es probable que se produzcan grietas a lo largo de una banda de cizalla y un límite de grano en bainita, disminuyendo, de este modo, la ductilidad local. Por otro lado, cuando la segunda fase se endurece excesivamente por deformación plástica, puesto que aumenta la dureza entre la fase principal y la segunda fase, es más probable que las grietas se produzcan a partir de una superficie de contacto entre las mismas, disminuyendo, de este modo, también la ductilidad. Por lo tanto, para conseguir una alta ductilidad local en un material de acero de estructura multifásica que contiene bainita como la fase principal, es necesario provocar la deformación para distribuirse adecuadamente entre la bainita que es la fase principal y la segunda fase. Es decir, es necesario que la bainita, que es la fase principal, y la segunda fase se sometan al mismo nivel de endurecimiento por acritud cuando se deforman plásticamente. Como índice de esto, es preferente usar una proporción de tasas de endurecimiento por acritud después del 10 % de deformación de tracción. Es decir, en un material de acero de estructura multifásica que contiene bainita como la fase principal y martensita en una segunda fase, es necesario especificar límites inferiores y superiores para la relación entre la tasa de endurecimiento por acritud de la bainita después del 10 % de deformación de tracción y la tasa de endurecimiento por acritud de la martensita después del 10 % de deformación

de tracción.

La presente invención, que se basa en los anteriormente descritos nuevos hallazgos, es un material de acero que tiene una composición química que consiste: en % en masa, C: al menos 0,05 % y como máximo 0,18 %, PM_n : al menos 1 % y como máximo 3 %, Si + Al: al menos 0,5 % e inferior a 2,5 %, y N: al menos 0,001 % y como máximo 0,015 % y, además, en algunos casos, uno o dos seleccionado de Cr: como máximo 0,5 % y Mo: como máximo 0,2 %, uno o más seleccionado de Ti: como máximo 0,05 %, Nb: como máximo 0,05 % y V: como máximo 0,2 % y B: como máximo 0,002 %, siendo el resto Fe e impurezas; y en donde el material de acero tiene una estructura de acero que contiene: en % en área, bainita formada de una estructura de malla que tiene un intervalo promedio de como máximo 1 μm : al menos un 70 %, martensita: al menos 5 % y como máximo 30 %, bainita formada de una estructura de malla que tiene un intervalo promedio de más de 1 μm : como máximo 5 %, austenita: como máximo 5 %, ferrita: como máximo 5 %, cementita: como máximo 5 % y perlita: como máximo 5 %, la estructura de acero que cumple las siguientes Fórmulas (1) y (2):

$$1,2 \leq H_{M0}/H_{B0} \leq 1,6 \quad (1)$$

$$0,90 \leq \{(H_{M10}/H_{M0})/(H_{B10}/H_{B0})\} \leq 1,3 \quad (2)$$

donde,

H_{M0} representa la nanodureza promedio inicial de la martensita,

H_{B0} representa la nanodureza promedio inicial de la bainita,

H_{M10} representa la nanodureza promedio de la martensita después del 10 % de deformación de fracción y

H_{B10} representa la nanodureza promedio de la bainita después del 10 % de deformación de tracción.

En otro aspecto, la presente invención es un miembro de absorción de impactos, que comprende una porción de absorción de impactos en donde la porción de absorción de impactos está formada de cualquiera de los anteriores materiales de acero descritos.

En un aspecto adicional, la presente invención es un uso de la porción de absorción de impactos del miembro de absorción de impactos en la absorción de energía de impactos por aplastamiento y colisión axial.

En un aspecto adicional, la presente invención es un uso de la porción de absorción de impactos del miembro de absorción de impactos en la absorción de energía de impactos colisionando por pliegue y deformándose plásticamente.

El material de acero de acuerdo con la presente invención es adecuado como material de partida para una porción de absorción de impactos en un miembro de absorción de impactos, absorbiendo la porción de absorción de impactos la energía de impactos que está siendo colisionada y aplastada axialmente y, especialmente, en un miembro de absorción de impactos para un automóvil. Tal miembro de absorción de impactos para un automóvil se ejemplifica mediante una caja de colisiones (que se monta sobre una carcasa de carrocería tal como un miembro lateral mientras que soporta un refuerzo de parachoques y está configurada para colisionar axialmente y deformarse plásticamente en una forma de fuelle por una carga de impacto aplicada desde el refuerzo de parachoques) que tiene un cuerpo principal tubular con una sección cerrada. Otros ejemplos incluyen un miembro lateral, un riel superior frontal, una solera lateral, un miembro transversal y similares.

Puesto que el material de acero de acuerdo con la presente invención tiene una robustez excelente, también tiene una capacidad de absorción de impactos mejorada frente a impactos distintos de en dirección axial. Por lo tanto, el presente material de acero también es adecuado como material de partida para una porción de absorción de impactos en un miembro de absorción de impactos, la porción de absorción de impactos que absorbe energía de impactos por colisión por pliegue y aplastamiento y puede usarse como material de partida en un pilar central y similar.

La presente invención puede proporcionar un miembro de absorción de impactos que puede suprimir o eliminar la aparición de grietas cuando se somete a una carga de impactos. Además, puesto que se puede obtener un miembro de absorción de impactos que muestra un alto esfuerzo de fluencia efectivo, se vuelve posible mejorar dramáticamente la energía de absorción al impacto de un miembro de absorción de impactos. Aplicar tal miembro de absorción de impactos permitirá una mejora adicional de la seguridad de colisión de un producto (por ejemplo, un automóvil).

Breve descripción de los dibujos

[Figura 1] La Figura 1 es un diagrama explicativo para mostrar un ejemplo de zonas en las que se aplica un miembro de absorción de impactos en una carrocería de automóvil.

[Figura 2] La Figura 2 es un diagrama de dos vistas para mostrar un ejemplo de la forma de una porción de absorción de impactos.

[Figura 3] La Figura 3 es un diagrama de dos vistas para mostrar otro ejemplo de la forma de una porción de absorción de impactos.

[Figura 4] La Figura 4 es un gráfico para mostrar la relación entre la carga de colisión promedio y el 5 % de esfuerzo de fluencia en un ensayo de colisión axial.

[Figura 5] La Figura 5 son gráficos que muestran las relaciones entre la relación de pandeo estable y 5 % de esfuerzo de fluencia, alargamiento uniforme y relación de expansión de orificio en el ensayo de colisión axial.

5 [Figura 6] La Figura 6 es un gráfico para mostrar la relación entre la absorción de energía de impacto y el 5 % de esfuerzo de fluencia en un ensayo de colisión por pliegue.

Descripción de realizaciones

10 A continuación, la presente invención se describirá más específicamente. En la siguiente descripción, el símbolo % que se refiere a la composición química de acero se refiere a, salvo que se indique otra cosa, "% en masa".

1. Estructura de acero

15 (1) Estructura multifásica y fase principal

La estructura del acero del material de acero de acuerdo con la presente invención está configurada para que sea una estructura multifásica, que contiene, como fase principal, bainita formada de una estructura de malla que tiene un intervalo promedio de como máximo 1 μm y martensita en una segunda fase, para mejorar el esfuerzo de fluencia efectivo aumentando la resistencia de rendimiento y un coeficiente de endurecimiento por acritud en una zona de baja deformación. La segunda fase es un término general de fases distintas de la fase principal.

20 Aunque la segunda fase puede contener inevitablemente, bainita formada de una estructura de malla que tiene un intervalo promedio de más de 1 μm , austenita, ferrita, cementita y perlita, además de martensita, estas fases se toleran siempre que sus fracciones de área sean como máximo el 5 % en área.

La fracción de área de la bainita, que es la fase principal está formada de una estructura de malla que tiene un intervalo promedio de como máximo 1 μm , es de al menos el 70 %.

30 En un material de acero de estructura multifásica que tiene bainita como la fase principal, la fracción de área y el intervalo de malla promedio de la bainita afecta la resistencia de rendimiento y la ductilidad local del material de acero. Es decir, aumentando la fracción de área de la bainita y refinando la estructura de malla de la bainita, se mejora la resistencia de rendimiento del material de acero y su ductilidad local tipificada por la capacidad de formación de orificios y plegado. Cuando la fracción de área de bainita formada de una estructura de malla que tiene un intervalo promedio de como máximo 1 μm es inferior al 70 %, se vuelve complicado obtener un miembro de absorción de impactos que tenga una capacidad de absorción de impactos excelente debido a la deficiencia de resistencia de rendimiento y ductilidad local. Por lo tanto, la fracción de área de bainita formada de una estructura de malla que tiene un intervalo promedio de como máximo 1 μm es de al menos el 70 %. Esta fracción de área es preferentemente de al menos el 75 %.

40 Puesto que un intervalo más fino de bainita es más preferente, no existe necesidad particular de especificar un límite inferior del intervalo de malla promedio de la bainita. Sin embargo, en el caso de una composición química que el contenido C es como máximo del 0,18 %, existe un límite en el refinamiento de la malla y el intervalo de malla promedio de la bainita es típicamente al menos de 0,2 μm .

45 El intervalo de malla promedio de la bainita se determina a partir de un intervalo promedio de una superficie de contacto de malla asumiendo que una superficie de contacto que tiene una diferencia de orientación de al menos 5 grados es una superficie de contacto de malla y observando una sección de grosor en paralelo con la dirección de laminado del material de acero usando un EBSD (difracción de electrones retrodispersados) asociado con FE-SEM (microscopio electrónico de barrido de emisión de campo) después de pulirlo con papel abrasivo y polvo de aluminio y sometándolo a pulido electrolítico. La observación de la sección se realiza sobre una porción a una profundidad de 1/4 de espesor

50 en la dirección de espesor desde la superficie del material de acero.

(2) Fracción de área de martensita

55 En una chapa de acero de estructura multifásica que tiene bainita como la fase principal, la martensita tiene la función de aumentar un 5 % el esfuerzo de fluencia de la misma aumentando la resistencia de rendimiento y la tasa de endurecimiento por acritud en una zona de baja deformación del material de acero. Además, también tiene la función de mejorar el alargamiento uniforme del material de acero. Cuando la fracción de área de la martensita es inferior al 5 %, se vuelve complicado obtener un miembro de absorción de impactos que tenga una capacidad de absorción de impactos excelente debido a las deficiencias del 5 % de esfuerzo de fluencia y alargamiento constante. Por lo tanto,

60 la fracción de área de la martensita es al menos el 5 %. La fracción de área de la martensita es preferentemente al menos el 10 % y más preferentemente al menos el 15 %. Por otro lado, cuando la fracción de área de la martensita es superior al 30 %, la ductilidad local del material de acero disminuye de modo que las grietas debido al pandeo inestable se bastante probable que se produzcan. Por lo tanto, la fracción de área de la martensita es como máximo el 30 %. Es más preferentemente como máximo el 25 %.

65

(3) Relación de nanodureza inicial

La relación (H_{M0}/H_{B0}) de la nanodureza promedio inicial de la bainita que es la fase inicial de la nanodureza promedio inicial de la martensita contenida en la segunda fase es de $1,2 \leq H_{M0}/H_{B0} \leq 1,6$ como se muestra en la Fórmula (1) descrita anteriormente.

5 Cuando la relación de dureza (H_{M0}/H_{B0}) es inferior a 1,2, se vuelve complicado conseguir aumentos en el coeficiente de endurecimiento por acritud en una zona de baja deformación y el alargamiento uniforme mediante la inclusión de martensita y se vuelve más probable la aparición de grietas. Por lo tanto, la relación de dureza anteriormente descrita (H_{M0}/H_{B0}) es al menos de 1,2, y preferentemente al menos de 1,25.

10 Por otro lado, cuando la relación de dureza (H_{M0}/H_{B0}) anteriormente descrita es superior 1,6, puesto que la relación de dureza entre la fase principal de bainita y la segunda fase es grande, es más probable que se formen dislocaciones móviles por la deformación plástica, disminuyendo, de este modo, la resistencia de rendimiento del material de acero. Como resultado de esto, la absorción de energía de impacto disminuye, haciendo difícil obtener un miembro de absorción de impactos que tiene una capacidad de absorción de impactos excelente. Por lo tanto, la relación de dureza anteriormente descrita (H_{M0}/H_{B0}) es como máximo de 1,6, y preferentemente como máximo de 1,55.

(4) Relación de tasa de endurecimiento por acritud

20 La relación (H_{M10}/H_{M0}) $\{(H_{M10}/H_{M0})/(H_{B10}/H_{B0})\}$ de la tasa de endurecimiento por acritud entre la bainita que es la fase principal y la martensita contenida en la segunda fase es de $0,9 \leq \{(H_{M10}/H_{M0})/(H_{B10}/H_{B0})\} \leq 1,3$ como se muestra en la Fórmula (2) mostrada anteriormente.

25 En el material de acero de estructura multifásica que tiene bainita como la fase principal, cuando la concentración de endurecimiento por deformación y acritud se produce en bainita sola debido a la deformación plástica, se vuelve probable que se produzcan grietas a lo largo de la banda de cizalla y un límite de grano en bainita, disminuyendo, de este modo, la ductilidad local del material de acero. Por otro lado, cuando la segunda fase se endurece excesivamente por deformación plástica también, puesto que aumenta la dureza entre la fase principal y la segunda fase, también se vuelve probable que se produzcan grietas desde una superficie de contacto entre las dos fases, disminuyendo, de este modo, la ductilidad local. Por lo tanto, para conseguir una alta ductilidad local en un material de acero de estructura multifásica que tiene bainita como la fase principal, es necesario provocar la deformación para distribuirse adecuadamente entre la bainita que es la fase principal y la segunda fase. Es decir, es necesario que la bainita que es la fase principal y la segunda fase se sometan al mismo nivel de endurecimiento por acritud cuando se deforman plásticamente. Como índice de esto, es preferente usar una relación de tasas de endurecimiento por acritud después del 10 % de deformación de tracción. Es decir, en un material de acero de estructura multifásica que contiene bainita como la fase principal y martensita en una segunda fase, es necesario especificar límites inferiores y superiores para la relación entre la tasa de endurecimiento por acritud de la tasa de endurecimiento por acritud de la martensita, que es la fase más dura, después del 10 % de deformación de tracción con respecto a la bainita después del 10 % de deformación de tracción.

40 Para ser específicos, los límites superiores e inferiores se especifican para una relación de tasa de endurecimiento por acritud $\{(H_{M10}/H_{M0})/(H_{B10}/H_{B0})\}$ que es la relación entre una tasa de endurecimiento por acritud (H_{B10}/H_{B0}) de bainita determinada a partir de una nanodureza promedio inicial (H_{B0}) de bainita y una nanodureza promedio (H_{B10}) de bainita después de un 10 % de deformación de tracción y una tasa de endurecimiento por acritud (H_{M10}/H_{M0}) de martensita determinada a partir de una nanodureza promedio inicial (H_{M0}) de martensita y una nanodureza promedio (H_{M10}) de martensita después de un 10 % de deformación de tracción.

50 Cuando la relación de tasa de endurecimiento por acritud anteriormente descrito es inferior a 0,90, la concentración de deformación se produce solo en bainita debido a la deformación plástica. Como resultado de esto, cuando se produce el endurecimiento por acritud en material de acero, se vuelve más probable que se produzcan grietas a lo largo de la banda de cizalla y un límite de grano en bainita, disminuyendo, de este modo, la ductilidad local del material de acero. Por lo tanto, la relación de tasa de endurecimiento por acritud anteriormente descrita es al menos de 0,90, y preferentemente al menos de 0,95. Por otro lado, cuando la relación de tasa de endurecimiento por acritud anteriormente descrito es superior a 1,3, la martensita se endurecerá excesivamente, disminuyendo, de este modo, la ductilidad local del material de acero. Por lo tanto, la relación de tasa de endurecimiento por acritud anteriormente descrita es como máximo de 1,3, y preferentemente como máximo de 1,25.

2. Composición química

(1) C: al menos 0,05 % y como máximo 0,18 %

5 C (carbono) tiene la función de facilitar la formación de bainita que constituye la fase principal, y de martensita que está contenida en una segunda fase. C también tiene la función de aumentar la resistencia de martensita, mejorando de este modo, la resistencia a la tracción del material de acero, y la función de refuerzo de acero mediante refuerzo con solución sólida y mejorando, de este modo, la resistencia de rendimiento y resistencia a la tracción del material de acero.

10 Sin embargo, cuando el contenido de C es inferior al 0,05 %, puede haber casos en los que es complicado conseguir efectos de las funciones anteriormente descritas. Por lo tanto, el contenido de C es al menos del 0,05 % y preferentemente al menos del 0,08 %. Por otro lado, cuando el contenido de C supera el 0,18 %, puede haber casos en los que se forman excesivamente martensita y austenita, provocando, de este modo, una disminución significativa en la ductilidad local. Por lo tanto, el contenido de C es como máximo del 0,18 % y preferentemente como máximo del 0,15 %.

(2) Mn: al menos 1 % y como máximo 3 %

20 Mn (manganeso) tiene la función de facilitar la formación de bainita que constituye la fase principal y de martensita que está contenida en una segunda fase. Además, Mn también tiene la función de reforzar acero mediante refuerzo de solución sólida y mejorando, de este modo, la resistencia de rendimiento y resistencia a la tracción del material de acero. Además, puesto que la Mn mejora la resistencia de la bainita mediante el refuerzo de solución sólida, tiene la función de mejorar la dureza de la bainita con una condición de carga de alta deformación y, de este modo, mejorando la ductilidad local del material de acero.

30 Cuando el contenido de Mn es inferior al 1 %, puede haber casos en los que es complicado conseguir efectos de las funciones anteriormente descritas. Por lo tanto, el contenido de Mn es al menos del 1 % y, preferentemente, al menos del 1,5 %. Por otro lado, cuando el contenido de Mn es superior al 3 %, puede haber casos en los que se forman excesivamente martensita, provocando, de este modo, una disminución significativa en la ductilidad local. Por lo tanto, el contenido de Mn es como máximo del 3 % y preferentemente como máximo del 2,5 %.

(3) Si+Al: al menos 0,5 % e inferior a 2,5 %

35 Si y Al tienen la función de suprimir la formación de carburos en bainita, mejorando, de este modo, la ductilidad uniforme y ductilidad local del material de acero. Además, tienen la función de reforzar el acero mediante refuerzo de solución sólida, mejorando, de este modo, la resistencia de rendimiento y la resistencia a la tracción del material de acero. Además, puesto que aumentan la resistencia de la bainita se mejora mediante el refuerzo de solución sólida, tienen la función de mejorar la dureza de bainita con una condición de carga de alta deformación, mejorando, de este modo, la ductilidad local del material de acero.

45 Cuando el contenido total de Si y Al (en lo sucesivo en el presente documento también denominado como "contenido Si+Al") es inferior al 0,5 %, es complicado conseguir efectos de las funciones anteriormente descritas. Por lo tanto, el contenido de (Si+Al) es al menos del 0,5 % y, preferentemente, al menos del 0,7 %. Por otro lado, incluso cuando el contenido de (Si+Al) es al menos el 2,5 %, los efectos de las funciones anteriormente descritas alcanzan un límite, que es un inconveniente en cuanto al coste. Por lo tanto, el contenido de (Si+Al) es inferior al 2,5 % y, preferentemente, inferior al 2,0 %.

(4) N: al menos 0,001 % y como máximo 0,015 %

50 N (nitrógeno) tiene la función de reforzar acero mediante refuerzo de solución sólida y mejorando, de este modo, la resistencia de rendimiento y resistencia a la tracción del material de acero. Además, puesto que N aumenta la resistencia de la bainita mediante el refuerzo de solución sólida, tiene la función de mejorar la dureza de bainita con una condición de carga de alta deformación, mejorando, de este modo, la ductilidad local del material de acero.

55 Además, cuando se contiene Ti o Nb, N tiene la función de suprimir el crecimiento de granos de austenita mediante la formación de nitruros en el acero y refinando el paquete de bainita, mejorando, de este modo, la resistencia de rendimiento y la resistencia a la tracción del material de acero.

60 Cuando el contenido de N es inferior al 0,001 %, se vuelve complicado obtener efectos de las funciones anteriormente descritas. Por lo tanto, el contenido de N es al menos del 0,001 % y, preferentemente, al menos del 0,002 %. Por otro lado, cuando el contenido de N es superior al 0,015 %, existen casos en los que se producen nitruros gruesos en acero y la ductilidad uniforme y la ductilidad local disminuyen significativamente. Por lo tanto, el contenido de N es como máximo del 0,015 %, preferentemente como máximo el 0,010 % y más preferentemente como máximo el 0,005 %.

65 Los elementos que se van a describir a continuación son elementos aditivos opcionales que pueden, en algunos casos, estar contenidos en el material de acero de acuerdo con la presente invención.

(5) Uno o dos tipos seleccionados de Cr: como máximo 0,5 % y Mo: como máximo 0,2 %

Cr y Mo tienen la función de mejorar la capacidad de endurecimiento, promoviendo, de este modo, la formación de bainita. También tienen la función de promover la formación de una segunda fase dura tipificada por martensita. Además, tienen la función de reforzar el acero mediante refuerzo de solución sólida, mejorando, de este modo, la resistencia de rendimiento y la resistencia a la tracción del material de acero. Por lo tanto, pueden contenerse uno o dos seleccionados de Cr y Mo.

Sin embargo, cuando el contenido de Cr supera el 0,5 % o el contenido de Mo supera el 0,2 %, puede haber un caso en el que el alargamiento uniforme y la ductilidad local se deterioran significativamente. Por lo tanto, se especifica de modo que el contenido de Cr es como máximo del 0,5 % y el contenido de Mo es como máximo del 0,2 %. Además, para conseguir efectos de las funciones anteriormente descritas de forma más segura, es preferente que cualquiera uno de Cr: al menos 0,1 % y Mo: al menos 0,1 % se cumpla.

(6) Uno o más seleccionado de Ti: como máximo 0,05 %, Nb: como máximo 0,05 % y V: como máximo 0,2 %

Ti, N y V tienen la función de suprimir el crecimiento de granos de austenita mediante la formación de carbonitruros en el acero reduciendo, de este modo, la sensibilidad a las grietas. Además, también tienen la función de precipitarse en bainita y, mejorando, de este modo, la resistencia de rendimiento del material de acero mediante el efecto de refuerzo por precipitación. Por lo tanto, uno o más de Ti, Nb y B pueden estar contenidos.

Sin embargo, cuando el contenido de Ti supera el 0,05 % o el contenido de Nb supera el 0,05 % o el contenido de V supera el 0,2 %, puede haber un caso en el que la ductilidad local se deteriora significativamente. Además, con respecto a Ti, puede darse el caso en el que sus nitruros formados en el acero se vuelvan gruesos, llevando, de este modo, a un deterioro significativo de la ductilidad uniforme y de la ductilidad local. Por lo tanto, se especifica de modo que el contenido de Ti y el contenido de Nb son como máximo del 0,05 %, respectivamente, y el contenido de V es como máximo del 0,2 %. Además, para conseguir efectos de las funciones anteriormente descritas de forma más segura, es preferente que cualquiera de Ti, Nb y V esté contenido al menos al 0,002 %.

(7) B: como máximo 0,002 %

B (boro) tiene la función de mejorar la capacidad de endurecimiento del material de acero y promover, de este modo, la formación de la estructura de bainita. Por lo tanto, Puede contenerse B. Sin embargo, cuando el contenido de B supera el 0,002 %, puede darse un caso en el que la dureza de la martensita aumente excesivamente, afectando negativamente, de este modo, la ductilidad local del material de acero. Por lo tanto, el contenido de B es como máximo del 0,002 %. Además, para conseguir efectos de las funciones anteriormente descritas de forma más segura, el contenido de B es preferentemente al menos del 0,0001 %, más preferentemente, al menos en un 0,0003 % y lo más preferentemente, al menos en un 0,001 %.

3. Aplicaciones

El material de acero anteriormente descrito de acuerdo con la presente invención se aplica preferentemente a una porción de absorción de impactos en un miembro de absorción de impactos, en la que la porción de absorción de impactos absorbe la energía de impacto por colisión y aplastamiento axial.

Empleando el material de acero anteriormente descrito de acuerdo con la presente invención como la porción de absorción de impactos anteriormente descrita puede suprimir o eliminar la aparición de grietas del miembro de absorción de impactos cuando se somete a una carga de impacto. Además, puesto que el esfuerzo de fluencia efectivo del material de acero es alto, se vuelve posible mejorar dramáticamente la energía de absorción al impacto de un miembro de absorción de impactos anteriormente descrito.

La Figura 1 es un diagrama explicativo para mostrar un ejemplo de una porción a la que se aplica un miembro de absorción de impactos en una carrocería de automóvil 1. Un miembro de absorción de impactos que tiene una porción de absorción de impactos, que absorbe la energía de impacto por colisión axial y se pandea cuando se somete a un impacto desde enfrente, la parte trasera o lateral, puede ejemplificarse mediante, por ejemplo, en miembros de automóviles, aquellos miembros como se muestran en sombreado en la Figura 1, de manera específica, una caja de colisión frontal 2, una caja de colisión trasera 3, un miembro lateral frontal (chasis delantero) 4, un miembro lateral trasero (chasis trasero) 5, un riel superior frontal 6, una solera lateral (basculador) 7, y miembros que constituyen diversos miembros transversales 8 y similares.

Las Figuras 2 y 3 son ambas diagramas de dos vistas para mostrar un ejemplo de la forma de porciones de absorción de impacto 9 y 10. La forma de la porción de absorción de impactos, para la cual un cuerpo tubular que tiene una sección cerrada es adecuado, puede ejemplificarse mediante cuerpos tubulares que tienen una sección cerrada de una forma rectangular como se muestra en la Figura 2 y una sección cerrada de una forma octagonal tal como se muestra en la Figura 3.

Aunque un ejemplo en el que la forma seccional es constante en la dirección axial se muestra en cada una de las Figuras 2 y 3, la forma seccional no se limita a las misma. La forma seccionar puede cambiar continuamente en dirección axial. Además, aunque ejemplos en los que formas seccionales son una forma rectangular y una forma octagonal se muestran en las Figuras 2 y 3, la forma seccional no se limita a las misma. La forma seccional puede ser cualquier forma poligonal. Además, puede ser cualquier forma que tenga una sección cerrada como una forma de estrella. Además, las esquinas de la misma pueden ser redondeadas.

Puesto que un miembro de absorción de impactos fabricado con el material de acero de acuerdo con la presente invención tiene una robustez excelente, también tiene una capacidad de absorción de impactos excelente frente a impactos distintos de en dirección axial. Por lo tanto, el material de acero de acuerdo con la presente invención se aplica también de forma adecuada a una porción de absorción de impactos en un miembro de absorción de impactos, en la que la porción de absorción de impactos absorbe la energía de impacto colisionando por pliegue y deformada plásticamente. El miembro de absorción de impactos tiene la porción de absorción de impactos para absorber la energía de impacto colisión por pliegue y deformada plásticamente puede ejemplificarse por la caja de colisiones frontal 2, la caja de colisiones trasera 3, el miembro lateral frontal (chasis delantero) 4, el miembro lateral trasero (chasis trasero) 5, el riel superior frontal 6, la solera lateral (basculador) 7, diversos elementos transversales 8, un refuerzo de parachoques 11 y miembros que constituyen diversos pilares tales como un pilar de centro (poste B) 12.

Como es bien conocido por los expertos en la técnica, algunos miembros de absorción de impactos absorben la energía de impacto mediante uno de, o ambos de colisión axial y plegada.

4. Capa de metalizado

El material de acero de acuerdo con la presente invención puede estar fabricado con un material de acero tratado de superficie que tiene una capa de metalizado sobre al menos una superficie de la misma (por ejemplo, una o ambas superficies de la misma cuando el material de acero es una chapa de acero) con el objeto de mejorar la resistencia a la corrosión, etc. La capa de metalizado puede ser una capa de electrodeposición o una capa de metalizado por inmersión en caliente.

La capa de electrodeposición se ejemplifica mediante aquellos por electro-galvanizado, electrodeposición de aleación Zn-Ni y similares. La capa de metalizado por inmersión en caliente se ejemplifica por aquellas de galvanizado por inmersión en caliente, galvanización por inmersión en caliente de aleación, metalizado de Al por inmersión en caliente, metalizado de aleación Zn-Al por inmersión en caliente, metalizado de aleación Zn-Al-Mg por inmersión en caliente, metalizado de aleación Zn-Al-Mg por inmersión en caliente y similares.

La masa de depósito de metalización no está particularmente limitada y puede ser la misma que en la técnica anterior. Además, se puede aplicar un tratamiento químico adecuado (por ejemplo, aplicación y secado de líquido sin cromo y base de silicato para la conversión química) después del metalizado para mejorar adicionalmente la resistencia a la corrosión.

5. Método de fabricación

El material de acero anteriormente descrito de acuerdo con la presente invención se fabrica, preferentemente, por medio del método de fabricación que se describe a continuación.

(1) Condición de laminación en caliente

Es preferente obtener una chapa de acero laminada en caliente realizan laminación en caliente de tal modo que una plancha que tiene la composición química anteriormente descrita se somete a laminación en caliente a una reducción de laminación total de al menos el 50 % en un intervalo de temperatura de al menos 800 °C y como máximo 950 °C y, a continuación, la chapa de acero obtenida se enfría a un intervalo de temperatura de al menos 400 °C y como máximo 500 °C empezando a los 0,4 segundos después de la finalización de la laminación en caliente y a una velocidad de enfriamiento promedio de al menos 600 °C/s, y enfriándose adicionalmente a un intervalo de temperatura de como máximo 350 °C a una velocidad de enfriamiento promedio de al menos 20 °C/s y menos de 100 °C/s para bobinarse.

En primer lugar, se aplica laminación en caliente a una reducción de laminación total de al menos el 50 % en un intervalo de temperatura de al menos 800 °C y como máximo 950 °C para acumular una gran cantidad de deformación por acritud en austenita y, a continuación, iniciando el enfriamiento a los 0,4 segundos después de la finalización de la laminación en caliente y a una velocidad de enfriamiento promedio de al menos 600 °C/s a un intervalo de temperatura de al menos 400 °C y como máximo 500 °C haciendo posible obtener una estructura de bainita fabricada con una fina malla. Este enfriamiento se denomina en lo sucesivo en el presente documento como enfriamiento primario.

Después de realizar este enfriamiento primario, se enfría la chapa de acero a un intervalo de temperatura de como máximo 350 °C a una velocidad de enfriamiento promedio de al menos 20 °C/s y menos de 100 °C/s y, a continuación, el bobinado del mismo hace posible hacer que la austenita retenida que no se ha transformado en bainita se transforme

en una martensita de modo que la segunda fase contiene martensita. El enfriamiento en este momento se denomina en lo sucesivo en el presente documento como enfriamiento secundario.

El material de acero de acuerdo con la presente invención puede ser una chapa de acero laminada en caliente fabricada como se ha descrito anteriormente o puede ser una chapa de acero laminada en frío que se ha obtenido sometiendo la chapa de acero laminada en caliente a laminación en frío y recocido continuo como se describe a continuación. Además, también puede ser una chapa de acero metalizada obtenida mediante metalización de una chapa de acero laminada en caliente o chapa de acero laminada en frío.

(2) Laminación en frío, recocido, galvanización por inmersión en caliente

Cuando se obtiene una chapa de acero laminada en frío sometiendo la anteriormente descrita chapa de acero laminada en caliente a laminación en frío y recocido continuo, es preferente que la laminación en frío se realiza a una reducción de laminación de al menos el 40 % y como máximo el 90 % y el recocido continuo se realiza manteniendo la chapa de acero laminada en frío en un intervalo de temperatura de al menos 750 °C y como máximo 900 °C durante al menos 10 segundos y como máximo 150 segundos y, a continuación, enfriando la chapa de acero obtenida a un intervalo de temperatura de como máximo 500 °C a una tasa de enfriamiento promedio de al menos 8 °C/s. Es además preferente que el enfriamiento en el recocido continuo se realice enfriando la chapa de acero a un intervalo de temperatura de como máximo 450 °C a una velocidad de enfriamiento promedio de al menos 15 °C/s. Después de este enfriamiento, se puede realizar un tratamiento térmico de baja temperatura para mantener la chapa de acero a una temperatura cerca de la temperatura de enfriamiento.

Se lleva a cabo la laminación en frío a una reducción de laminación de al menos el 40 % acumulando, de este modo, deformación por acritud y se mantiene la chapa de acero laminada en frío en un intervalo de temperatura de al menos 750 °C y como máximo 900 °C durante al menos 10 segundos y como máximo 150 segundos y, a continuación, enfriándola a un intervalo de temperatura de como máximo 500 °C a una velocidad de enfriamiento promedio de al menos 8 °C/s hace posible promover la transformación de bainita y hacer que la austenita retenida que no se ha transformado, se transforme en martensita, de modo que la segunda fase contiene martensita.

De este modo, la chapa de acero obtenida puede someterse adicionalmente a galvanización por inmersión en caliente sumergiéndola en un baño de galvanización por inmersión en caliente para fabricar una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente. Después de someterse a la galvanización por inmersión en caliente, la chapa de acero puede someterse adicionalmente a tratamiento de aleación para fabricar una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de aleación. El tratamiento de aleación es preferentemente a una temperatura de como máximo 550 °C. Cuando se aplica la galvanización por inmersión en caliente y tratamiento de aleación, es preferente, en vista de la productividad, que se use una instalación de galvanización por inmersión en caliente continua para realizar un recocido continuo y una galvanización por inmersión en caliente y, en algunos casos, tratamiento de aleación en una etapa de un proceso.

Ejemplos

Se llevaron a cabo experimentos utilizando unas planchas (espesor: 35 mm, anchura: de 160 a 250 mm y longitud: de 70 a 90 mm) que tiene composiciones químicas que se muestran en la Tabla 1. Cada uno de las planchas se obtuvo mediante fundido y colado al vacío de 150 kg de acero molido, calentamiento posterior de la muestra fundida obtenida a una temperatura dentro del horno de 1250 °C y forjado en caliente de la misma a una temperatura de 950 °C.

[Tabla 1]

Tipo de acero	Composición química (Unidad: % en masa, Resto: Fe e impurezas)									Comentarios
	C	Si	Al	Mn	P	S	N	Cr, Mo	Otros elementos	
A	0,12	0,51	0,034	2,01	0,001	0,002	0,0024	Cr:0,25	Ti: 0,01	Ejemplo de la invención
B	0,08	0,50	0,033	1,49	0,001	0,005	0,0025	Cr:0,25 Mo:0,13	Ti: 0,02 Nb: 0,020	Ejemplo de la invención

(continuación)

Tipo de acero	Composición química (Unidad: % en masa, Resto: Fe e impurezas)									Comentarios
	C	Si	Al	Mn	P	S	N	Cr, Mo	Otros elementos	
C	0,10	1,25	0,033	2,18	0,005	0,002	0,0028	Cr:0,15	-	Ejemplo de la invención
D	0,12	0,55	0,032	2,21	0,003	0,002	0,0025	Cr:0,15	Ti: 0,005; V: 0,005; B: 0,001	Ejemplo de la invención
E	0,15	1,25	0,050	2,48	0,008	0,002	0,0030	-	Nb: 0,010	Ejemplo de la invención
F	0,16	0,51	0,017	2,01	0,013	0,002	0,0046	Cr:0,51	Ti: 0,057; Nb: 0,008	Ejemplo Comparativo
G	0,15	0,01	0,033	0,75	0,015	0,001	0,0035	-	-	Ejemplo Comparativo
H	0,15	0,50	0,033	2,11	0,005	0,002	0,0025	Cr:0,25	Ti: 0,01; Nb: 0,005	Ejemplo de la invención

Después de someterse a recalentamiento a 1250 °C durante 1 hora, cada una de las planchas anteriormente descritas se sometió a una laminación en caliente en bruto en cuatro pasadas para finalizar la laminación en caliente de tres pasadas utilizando una máquina de ensayo de laminación en caliente, y se obtuvo una chapa de acero laminada en caliente llevando a cabo enfriamiento primario y enfriamiento secundario. Las condiciones de la laminación en caliente y condiciones de enfriamiento se muestran en la Tabla 2.

5

[Tabla 2]

N° de Ensayo	Tipo de acero	Laminación en caliente					Enfriamiento primario			Enfriamiento secundario		Espesor de chapa de acero laminada en caliente (mm)
		Laminación en caliente en bruto		Terminación de laminación en caliente			Velocidad de enfriamiento promedio (°C/s)	Temperatura de terminación de enfriamiento (°C)	Período de tiempo desde la terminación de la laminación hasta el inicio del enfriamiento (s)	Velocidad de enfriamiento promedio (°C/s)	Temperatura de enfriamiento (°C)	
		Número de pasadas	Reducción de laminación total (%)	Número de pasadas	Reducción de laminación de cada pasada	Temperatura de terminación de laminación (°C)						
1	A	4	83	3	30 %-30 %-30 %	850	>1000	450	0,1	70	<350	1,63
2	A	4	83	3	30 %-30 %-30 %	850	>1000	650	0,1	80	<350	1,67
3	A	4	83	3	30 %-30 %-30 %	850	500	700	1,2	80	350	1,62
4	B	4	83	3	30 %-30 %-30 %	850	>1000	450	0,1	80	350	3,02
5	C	4	83	3	30 %-30 %-30 %	850	>1000	450	0,1	80	350	1,65
6	D	4	83	3	30 %-30 %-30 %	850	>1000	450	0,1	80	350	2,99
7	E	4	83	3	30 %-30 %-30 %	900	>1000	450	0,1	80	350	3,01
8	F	4	83	3	30 %-30 %-30 %	850	>1000	500	0,1	80	350	2,89
9	G	4	83	3	30 %-30 %-30 %	850	>1000	550	0,1	80	350	1,62
10	H	4	83	3	30 %-30 %-30 %	850	>1000	660	0,1	80	<350	1,65
11	H	4	83	3	30 %-30 %-30 %	850	>1000	450	0,1	80	350	1,66

- 5 Algunas de las chapas de acero laminación en caliente se sometieron a laminación en frío y, posteriormente, a tratamiento térmico en las condiciones que se muestran en la Tabla 3 usando un simulador de recocido continuo. La Tabla 3 muestra los N.º de Ensayo de las chapas de acero laminadas en caliente y las condiciones de la laminación en frío y el tratamiento térmico. En la Tabla 3, la velocidad de enfriamiento se refiere a una velocidad de enfriamiento después del recocido y la temperatura que alcanza en ese enfriamiento es la temperatura que se muestra en la columna de tratamiento térmico de baja temperatura.

[Tabla 3]

N.º de Ensayo	Chapa de acero laminada en caliente (N.º de ensayo en la Tabla 3)	Tipo de acero	Reducción de laminación en frío (%)	Temperatura de recocido (°C)	Tiempo de recocido (s)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Tratamiento térmico de baja temperatura		Espesor de chapa de acero (mm)
							Temperatura (°C)	Tiempo (s)	
12	4	B	47	800	120	20	400~450	120	1,65
13	6	D	47	800	120	20	380~400	120	1,62
14	7	E	47	850	120	20	400~450	120	1,66
15	8	F	48	850	120	20	400~450	120	1,58

Cada una de las chapas de acero laminadas en caliente y chapas de acero laminadas en frío obtenida de este modo se sometió a las siguientes investigaciones. Los resultados de ensayo se resumen en la Tabla 4. En las Tablas anteriormente descritas, Los números o símbolos subrayados indican que se encuentran fuera del rango especificado en la presente invención.

5 Ensayo de tensión

Se llevó a cabo el ensayo de tensión muestreando una muestra de ensayo de tracción JIS 5 a partir de chapa de acero para determinar su resistencia de rendimiento (YS: 0,2 % de límite de elasticidad), resistencia a la tracción (TS), 5 % de esfuerzo de fluencia y alargamiento uniforme (u-El).

Ensayo de expansión de orificios:

Para eliminar el efecto de daño de superficie final, se llevó a cabo un procesado de escariador para un orificio con máquina y se llevó a cabo un ensayo de expansión de orificios de otro modo de acuerdo con la norma de la Federación del Hierro y el Acero de Japón JFST 1001-1996 para determinar una relación de expansión de orificios.

Estructura de acero:

El análisis EBSD se llevó a cabo sobre una porción a una profundidad de 1/4 de espesor de la chapa de una sección en paralelo con la dirección de laminación de la chapa de acero para obtener un mapa de diferencia de orientación frontal de los límites de granos y un mapa de calidad de imágenes. Estos mapas se usaron para determinar la fracción de área de bainita formada de una estructura de malla que tiene un intervalo promedio de como máximo 1 µm y la fracción de área de la martensita.

25 Nanodureza

La nanodureza de la bainita se determinó mediante un método de nanoidentificación. Una porción de una profundidad de 1/4 de espesor de chapa en una sección transversal de la chapa de acero en paralelo con la dirección de laminación se pulió con papel abrasivo y, a continuación, se pulió mecanoquímicamente con sílice coloidal y, adicionalmente, la capa afectada se retiró mediante pulido electrolítico para someterse a ensayo. El método de nanoidentificación se llevó a cabo usando un identificador de tipo Berkovich a una carga de identificación de 500 µN. El tamaño de identificación en este método fue como máximo de 0,1 µm de diámetro. Las mediciones se realizaron aleatoriamente seleccionando 20 puntos para cada fase de bainita y martensita para determinar la nanodureza promedio de cada uno. Además, la nanodureza promedio de bainita y martensita para chapas de acero después de 10 % de deformación de tracción se determinó mediante el método anteriormente descritos.

Rendimiento de absorción de impactos

40 (1) Ensayo de colisión axial

Las chapas de acero a someter a ensayo se usaron para fabricar un miembro tubular rectangular y se llevó a cabo un ensayo de colisión axial en el que la velocidad de colisión en la dirección axial fue de 64 km/h para evaluar el rendimiento de absorción de colisión. La sección del miembro tubular rectangular perpendicular a la dirección axial era de una forma octogonal regular y la longitud de dirección axial del miembro tubular rectangular fue de 200 mm.

En los miembros tubulares rectangulares descritos anteriormente, una relación entre un factor de forma seccional (Wp/t), que se definió usando la longitud (Wp) de un lado (la longitud de una porción recta) excepto las porciones curvadas de las porciones de canto) del octágono regular anteriormente descrito y el espesor de la chapa (t) de la chapa de acero y un índice de energía de absorción de impactos (E_{pa}) y una tasa de aparición de grietas.

En este caso, el índice de energía de absorción de impactos (E_{pa}) es un parámetro, que se obtiene determinando un esfuerzo promedio aplicado al miembro tubular rectangular anteriormente descrito cuando se pandea y normaliza mediante la resistencia a la tracción de la chapa de acero y se define mediante la siguiente Fórmula (3).

55 [Expresión 1]

$$E_{pa} = [Carga F_{prom}/(L \cdot T)]/\sqrt{TS} \quad (3)$$

60 Cuando, Carga F_{prom} es la carga promedio aplicada al miembro, L es la circunferencia del polígono regular anteriormente descrito y t es el espesor de la chapa de acero.

Una relación de pandeo estable es una proporción del número de muestras de ensayo en las que no se han producido grietas en el ensayo de colisión axial con respecto al número total de muestras.

65 En general, según el factor de forma seccional (Wp/t) disminuye, se mejora la absorción de energía de impacto. Sin

embargo, según el factor de forma seccional (W_p/t) disminuye, la cantidad de deformación por acritud plástica por cantidad de colisión unitaria aumenta. Por esa razón, las grietas se producen más probablemente en el transcurso de una colisión y, puede darse el caso en el que consiguientemente la cantidad de acritud por deformación plástica no puede aumentarse y, por lo tanto, no se puede mejorar la absorción de energía de impacto.

- 5 (2) Ensayo de colisión por plegado
- 10 Mediante el uso de algunas de las chapas de acero, se usó un miembro tipo sombrero formado con una chapa de acero soldada en arco en una forma de sombrero con una chapa de acero plana. Este miembro se sometió a ensayo de colisión por pliegue, en el que la velocidad de colisión fue de 64 km/h en una dirección perpendicular a la dirección axial del miembro, para evaluar el rendimiento de absorción de colisión. Los resultados se muestran por la energía absorbida y la aparición o no aparición de grietas en el momento de colisión por pliegue.

[Tabla 4]

N.º de Ensayo	Tipo	Estructuras de acero ¹⁾	Bainita fina ²⁾ Fracción de área (%)	Fracción de área de Martensita (%)	H_{M0}/H_{B0}	$(H_{M10}/H_{M0})/(H_{B10}/H_{B0})$	Propiedades de tracción				Relación de expansión de orificios (%)	Carga de colisión promedio durante colisión axial (kN/mm ²)		Tasa de pandeo estable durante colisión axial (%)		Energía absorbida durante colisión por pliegue (kJ)	Sensibilidad de grietas ³⁾ durante colisión
							YS (Mpa)	TS (Mpa)	5 % de esfuerzo de fluencia (Mpa)	U-EI (%)		Wp/l=20	Wp/l=16				
1		B+M	80	20	1,41	1,21	744	1051	1044	9,1	103	0,35	0,38	100	66	2,2	○
2		α+M	±	45	-	-	512	963	666	12,9	45,3	0,28	0,31	100	100	-	-
3		α+M	±	55	-	-	496	1053	548	11,7	38,2	0,25	0,28	66	-	-	-
4	Chapa de acero laminada en caliente	B+M	80	18	1,28	1,18	703	958	978	10,5	90,5	0,35	-	100	-	-	-
5		B+M	85	15	1,37	1,25	712	988	991	7,7	108	0,34	-	100	-	-	-
6		B+M	65	30	1,60	0,85	653	1012	862	12,2	40,1	0,33	-	33	0	-	-
7		α+M	±	25	-	-	489	781	665	10,2	75,5	0,28	-	100	-	-	-
8		α+M	±	35	-	-	689	887	855	12,1	56,2	0,31	-	100	-	-	-
9		B+M	75	25	1,33	1,02	699	1001	954	11,9	66,3	0,34	0,38	100	66	-	-
10		B+M	80	18	1,47	0,98	735	998	939	11,2	71,2	0,34	-	100	-	-	-
11		B+M	75	23	1,52	1,05	769	1013	989	11,5	60,6	0,34	0,37	100	33	1,97	○
12	Chapa de acero laminada en frío	B+M	72	28	1,55	0,95	801	1223	1185	8,5	61,8	0,39	-	80	-	-	-
13		B+M+α	18	55	2,48	0,75	680	1040	948	10,8	40,5	0,33	-	25	0	1,95	×
14																	

1) B: Bainita, M: Martensita, α: Ferrita, 2) Bainita fina: Bainita formada de una estructura de bainita que tiene un espaciado de bainita promedio de no más de 1 μm 3) ○: Sin apariciones de grietas. ×: Aparición de grietas

La Figura 4 es un gráfico que muestra la relación entre la carga de colisión promedio y el 5 % de esfuerzo de fluencia en dos factores de forma seccional diferentes ($W_p/t = 20, 16$) para n.º de ensayo de 1 a 15. Además, La Figura 5 son gráficos que muestran la relación entre la relación de pandeo estable, 5 % de esfuerzo de fluencia, alargamiento uniforme y relación de expansión de orificios para cada factor de forma.

5 La Figura 6 muestra la relación entre la absorción de energía de impacto y el 5 % de esfuerzo de fluencia en el ensayo de colisión por pliegue.

10 Como se observa en la tabla 4, los materiales de acero de acuerdo con la presente invención mostraron un 5 % de esfuerzo de fluencia como al menos 900 MPa y una carga promedio tan alta como 0,34 kN/mm² durante la colisión axial en el ensayo de colisión axial cuando un factor de forma seccional de $W_p/t=20$. Además, mostraron un rendimiento de absorción de impactos excelente en colisión axial en que la relación de pandeo estable fue de al menos el 80 % cuando un factor de forma seccional de $W_p/t = 20$ y al menos el 30 % cuando un factor de forma seccional de $W_p/t = 16$.

15 En ejemplos comparativos, la carga de colisión axial y relación de pandeo estable no se satisfacen simultáneamente y la carga de colisión axial y/o la relación de pandeo estable fue baja.

20 Además, puede concluirse que los materiales de acero de acuerdo con la presente invención fueron excelentes en robustez en que mostraron un buen rendimiento de absorción de impactos no solo en colisión axial sino también en colisión por pliegue.

25 Puede observarse a partir de la Figura 4 que según aumenta un 5 % de esfuerzo de fluencia, la carga de colisión promedio (rendimiento de absorción de impactos) en el ensayo de colisión axial aumenta. Se puede observar a partir de la Figura 5 que hay una correlación entre la relación de pandeo estable y el 5 % de esfuerzo de fluencia, el alargamiento uniforme y la relación de expansión de orificios en el ensayo de colisión axial y que según el valor de [(alargamiento uniforme x relación de expansión de orificios)/5 % de esfuerzo de fluencia] aumenta, la relación de pandeo estable aumenta. Además, puede observarse a partir de la Figura 6 que según aumenta un 5 % de esfuerzo de fluencia, la energía de absorción de colisión por pliegue aumenta y, por lo tanto, se mejora el rendimiento de absorción de impactos.

30

REIVINDICACIONES

1. Un material de acero que tiene:

una composición química que consiste: en % en masa, C: al menos 0,05 % y como máximo 0,18 %, PM_n : al menos 1 % a como máximo 3 %, Si+Al: al menos 0,5 % e inferior a 2,5 %, y N: al menos 0,001 % y como máximo 0,015 %, Cr: del 0 al 0,5 %, Mo: del 0 al 0,2 %, Ti: del 0 al 0,05 %, Nb: del 0 al 0,05 %, V: 0 al 0,2 % y B: del 0 al 0,002 %, siendo el resto Fe e impurezas; y en donde el material de acero tiene una estructura de acero que contiene: en % en área de bainita formada de una estructura de malla que tiene un intervalo promedio de como máximo 1 μm : al menos un 70 %, martensita: del 5 % al 30 %, bainita formada de una estructura de malla que tiene un intervalo promedio de más de 1 μm : como máximo 5 %, austenita: como máximo 5 %, ferrita: como máximo 5 %, cementita: como máximo 5 % y perlita: como máximo 5 %, la estructura de acero que cumple las siguientes Fórmulas (1) y (2):

$$1,2 \leq H_{M0}/H_{B0} \leq 1,6 \quad (1)$$

$$0,90 \leq \{(H_{M10}/H_{M0})/(H_{B10}/H_{B0})\} \leq 1,3 \quad (2)$$

en la que

H_{M0} representa la nanodureza promedio inicial de la martensita,

H_{B0} representa la nanodureza promedio inicial de la bainita,

H_{M10} representa la nanodureza promedio de la martensita después del 10 % de deformación de fracción y

H_{B10} representa la nanodureza promedio de la bainita después del 10 % de deformación de tracción.

2. El material de acero que se expone en la reivindicación 1, en donde

la composición química contiene uno o dos seleccionados del % en masa de, Cr: del 0,1 al 0,5 % y Mo: del 0,1 al 0,2 %.

3. El material de acero que se expone en la reivindicación 1 o 2, en donde

la composición química contiene uno o más seleccionados del % en masa de, Ti: del 0,002 al 0,05 %, Nb: del 0,002 al 0,05 % y V: del 0,002 al 0,2 %.

4. El material de acero que se expone en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en donde la composición química contiene, en % en masa, B: del 0,0001 al 0,002 %.

5. El material de acero que se expone en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en donde al menos una superficie tiene una capa metalizada.

6. Un miembro de absorción de impactos, que comprende una porción de absorción de impactos, en donde la porción de absorción de impactos está fabricada con el material de acero que se expone en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5.

7. Uso de la porción de absorción de impactos del miembro de absorción de impactos de la reivindicación 6 en la absorción de energía de impactos por colisión y pandeo axial.

8. Uso de la porción de absorción de impactos del miembro de absorción de impactos de la reivindicación 6 en la absorción de energía de impactos por colisión por pliegue y deformación plástica.

Fig. 1

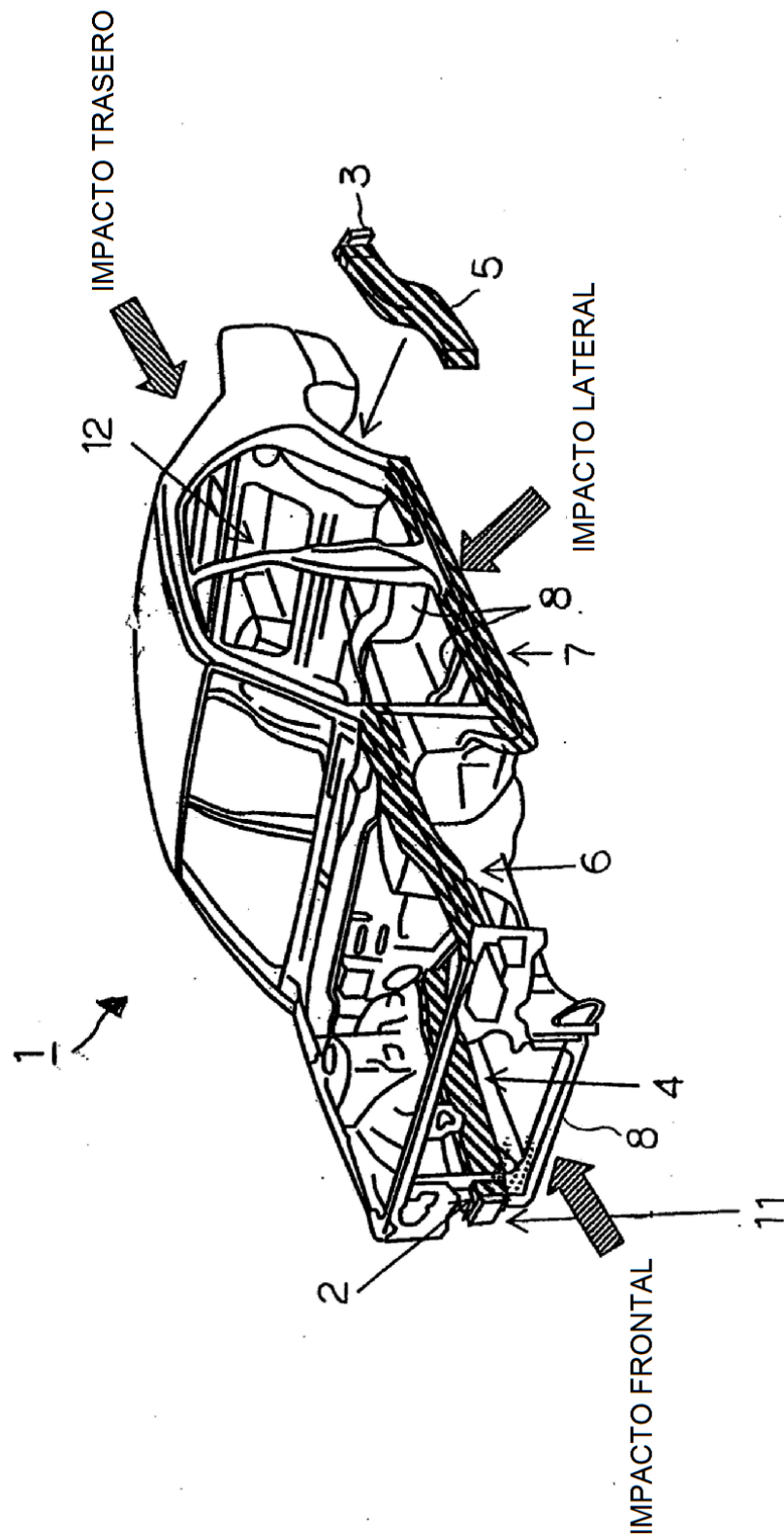


Fig. 2

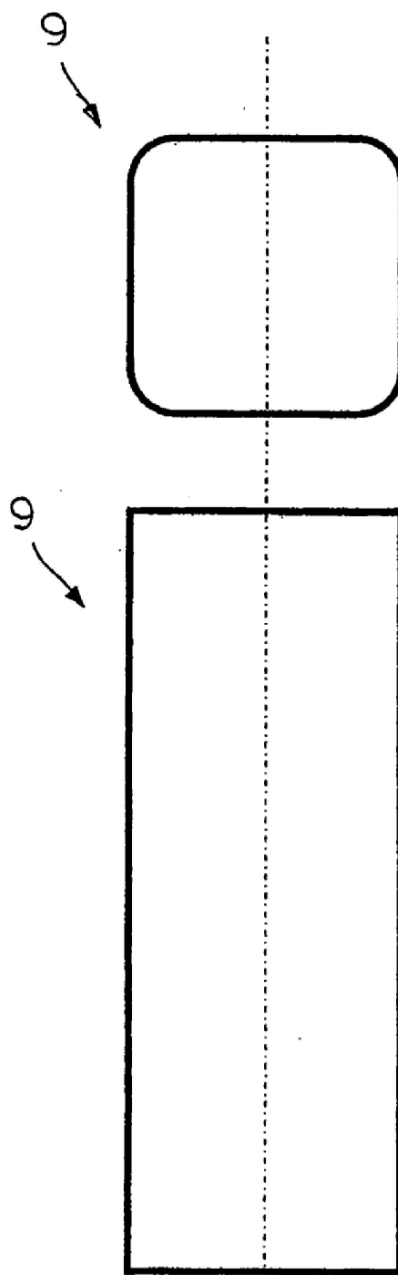


Fig. 3

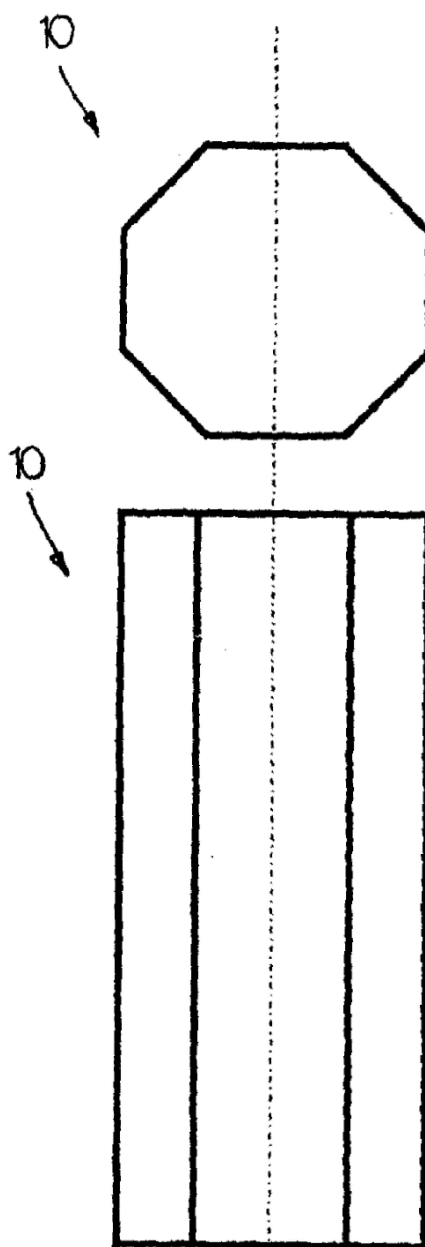


Fig. 4

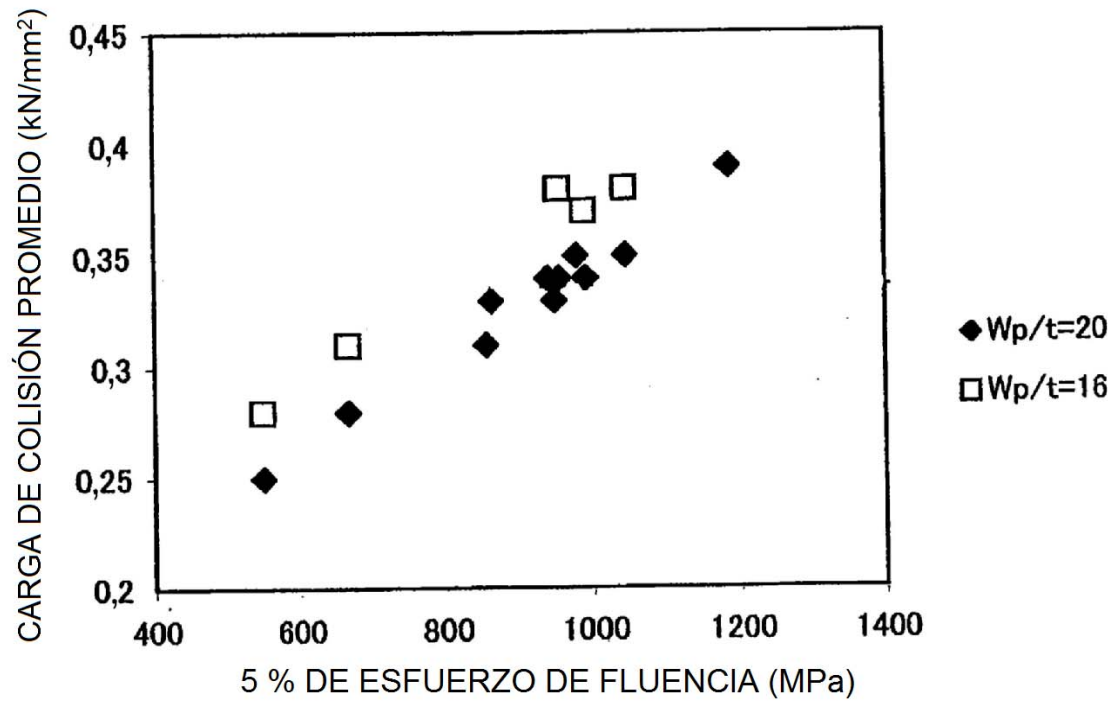


Fig. 5

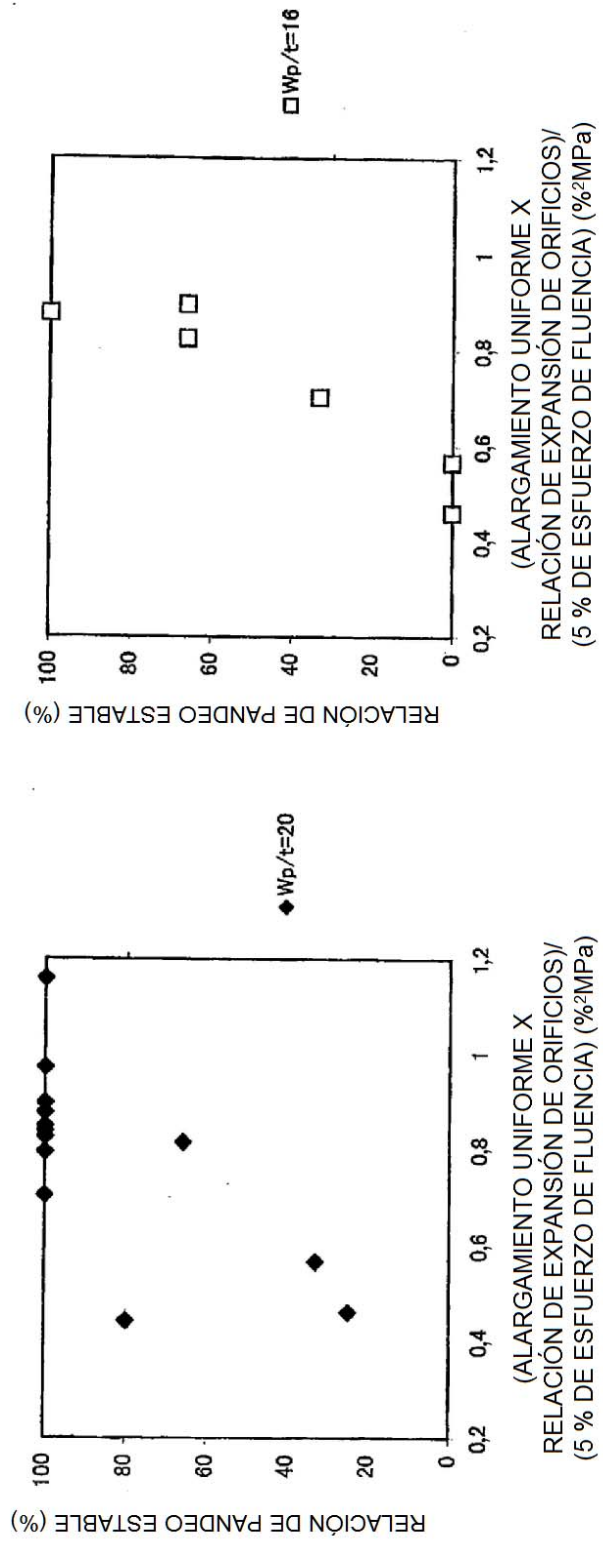


Fig. 6

