

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 684 342**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/14	(2006.01)
C22C 38/38	(2006.01)	C22C 38/22	(2006.01)
C21D 8/04	(2006.01)	C22C 38/24	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)
C21D 9/48	(2006.01)	C22C 38/26	(2006.01)
C21D 1/20	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C21D 1/26	(2006.01)	C22C 38/32	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **08.04.2013 PCT/JP2013/060625**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **17.10.2013 WO13154071**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **08.04.2013 E 13775246 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **13.06.2018 EP 2837707**

54 Título: **Elemento de absorción de impactos y método para su fabricación**

30 Prioridad:

10.04.2012 JP 2012088944
10.04.2012 JP 2012088945

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
02.10.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

TANAKA, YASUAKI;
KAWANO, KAORI;
TASAKA, MASAHITO;
NAKAZAWA, YOSHIAKI;
NISHIO, TAKUYA;
WAKITA, MASAYUKI;
HAGA, JUN y
TOMIDA, TOSHIRO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 684 342 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

Elemento de absorción de impactos y método para su fabricación

Campo de la técnica

- 5 La presente invención se refiere a una chapa de acero y a un elemento de absorción de impactos, y a un método para su fabricación. Más específicamente, la presente invención se refiere a una chapa de acero con una alta tensión de flujo efectiva y que es adecuada como un material de partida para un elemento de absorción de impactos en el que se suprime la ocurrencia del agrietamiento cuando se somete a una carga de impacto, un método para su fabricación, y un elemento de absorción de impactos hecho de la chapa de acero.

Antecedentes de la técnica

- 10 En los últimos años, con el fin de proteger el medio ambiente global, se exige la reducción del peso de las carrocerías de los automóviles como una medida para disminuir la cantidad de CO₂ procedente de los automóviles. Para este propósito, se requiere aumentos en la resistencia de las chapas de acero para automóviles. Esto es porque el aumento en la resistencia de la chapa de acero permitirá disminuir el espesor de las chapas de acero para automóviles, disminuyendo de ese modo el peso de las carrocerías de los automóviles.

- 15 Por otro lado, hay demandas crecientes por parte de la sociedad para la seguridad de los automóviles en las colisiones. Por consiguiente, hay una necesidad no solo para aumentar únicamente la resistencia de la chapa de acero, sino también en desarrollar una chapa de acero con una resistencia al impacto mejorada bajo colisión durante la conducción. Debido a que cada porción de un elemento para un automóvil está sometida a deformación a una alta tasa de deformación de varios 10 s a 10³/s en una colisión, se requiere una la chapa de acero de alta resistencia con propiedades de resistencia dinámica mejoradas para su uso en automóviles.

- 20 Como una chapa de acero de alta resistencia con propiedades de resistencia dinámica mejoradas, se conocen chapas de acero de estructura de fases múltiples de alta resistencia que incluyen una chapa de acero TRIP (por sus siglas en inglés, chapa de acero de alta resistencia del tipo de transformación inducida por deformación) de baja aleación la cual tiene una diferencia alta de resistencia estática-dinámica (diferencia entre resistencia estática y resistencia dinámica) y una chapa de acero de estructura de fases múltiples con una segunda fase que incluye principalmente martensita.

Con respecto a la chapa de 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 con propiedades de deformación dinámica mejoradas y para absorber energía de colisión de automóviles.

- 30 Ejemplos de la técnica anterior se relacionan con chapa de acero de estructura de fases múltiples de alta resistencia con una segunda fase que incluye principalmente martensita, incluyen los siguientes Documentos de Patente.

- 35 El Documento de Patente 2 describe una chapa de acero de alta resistencia con un equilibrio mejorado de resistencia y ductilidad, y una diferencia de resistencia estática-dinámica de al menos 170 MPa, y un método para su fabricación, en donde la chapa de acero tiene una estructura de fases múltiples que comprende una fase de ferrita y una segunda fase dura dispersa en ella, en la cual el diámetro promedio de grano d_s de los granos nanocristalinos con un diámetro de grano de como máximo 1,2 μm , y el diámetro promedio de grano d_L de los granos microcristalinos con un diámetro de grano que exceden de 1,2 μm en la fase de ferrita satisfacen la relación $d_L/d_s \geq 3$.

- 40 El Documento de Patente 3 describe una chapa de acero laminada en caliente con una alta relación resistencia estática-dinámica, y un método para producir la misma, en donde la chapa de acero tiene una estructura de fases duales de martensita con diámetro promedio de grano de como máximo 3 μm y de ferrita con diámetro promedio de grano de como máximo 5 μm .

- 45 El Documento de Patente 4 describe una chapa de acero laminada en caliente con propiedades mejoradas de absorción de impactos, y un método para su fabricación, en donde la chapa de acero tiene una estructura de fase dual, que contiene al menos un 75% de fase de ferrita con un diámetro promedio de grano de como máximo 3 μm , siendo el resto martensita templada.

- 50 El Documento de Patente 5 describe una chapa de acero laminada en caliente con una diferencia de resistencia estática-dinámica de al menos 60 MPa a una tasa de deformación de 5×10^2 a 5×10^3 /s, y un método para su fabricación, en donde la chapa de acero se hace para tener una estructura de fases duales de ferrita y martensita mediante pre-deformado.

El Documento de Patente 6 describe una chapa de acero laminada en caliente con propiedades mejoradas de resistencia al impacto, en donde la chapa de acero tiene una estructura de fases duales de al menos el 85% de bainita y una fase dura tal como martensita.

Listado de referencias

Documentos de Patente:

Documento de Patente 1: Patente Japonesa abierta a la inspección pública N.º 11-80879.

Documento de Patente 2: Patente Japonesa abierta a la inspección pública N.º 2006-161077

5 Documento de Patente 3: Patente Japonesa abierta a la inspección pública N.º 2004-84074

Documento de Patente 4: Patente Japonesa abierta a la inspección pública N.º 2004-277858

Documento de Patente 5: Patente Japonesa abierta a la inspección pública N.º 2000-17385

Documento de Patente 6: Patente Japonesa abierta a la inspección pública N.º 11-269606

Sumario de la invención

10 Para mejorar las propiedades de absorción de impactos de un elemento de absorción de impactos, es efectivo aumentar la resistencia de la chapa de acero del material de partida para el elemento de absorción de impactos. Es decir, el aumento de la resistencia de la chapa de acero no solo permite la disminución del espesor (disminución del peso), sino también permite el aumento de la energía de impacto absorbida. Esto es porque a medida que aumenta la resistencia de un material de partida para la chapa de acero, aumenta la tensión de flujo requerida para la deformación plástica. Debido a que, un elemento de absorción de impactos generalmente absorbe la energía producida por una colisión a través de su deformación plástica causada por la colisión, el aumento de su resistencia tiende a aumentar la capacidad de absorción de impactos.

15 Sin embargo, la energía de impacto que se puede absorber por un elemento de absorción de impactos depende en gran medida del espesor de la chapa de acero del material de partida. Esto es evidente, por ejemplo, a partir del hecho de la siguiente relación sobre una cantidad promedio (F_{ave}) que determina la absorción de la energía de impacto de una chapa de acero colgada como se muestra en Journal of Japan Society for Technology of Plasticity, vol. 46, N.º 534, páginas 641-645.

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

(Donde, σ_Y : tensión de flujo efectiva, y t: espesor de la chapa).

25 La tensión de flujo efectiva significa una tensión de flujo a un valor particular de deformación.

Es decir, la carga promedio (F_{ave}) es directamente proporcional al cuadrado del espesor de la chapa t. Por lo tanto, se pueden alcanzar sólo en cierto grado, tanto un espesor reducido como una alta capacidad de absorción de impactos para un elemento de absorción de impactos mediante el aumento de la resistencia de la chapa de acero.

30 El Documento de Patente JP 20112 012656 A describe una chapa de acero laminada en frío con una composición química que contiene más del 0,020% en masa y menos del 0,20% en masa de C, más del 0,10% en masa y no más del 2,0% en masa de Si, del 1,50 al 3,50% en masa de Mn, no más del 0,10% en masa de P, no más del 0,010% en masa de S, no más del 0,10% en masa de Al sólido, y no más del 0,010% en masa de N, y Fe e impurezas como el resto. Una estructura metalográfica de la misma incluye una fase generada por transformación de baja temperatura, que es la fase principal, y una segunda fase que contiene ferrita y al mismo tiempo, contiene carburo de hierro, en el cual el valor de la relación del contenido de Mn (% atómico) al contenido de Fe (% atómico) [Mn]/[Fe] es 0,04 o más, en una densidad promedio en número de $3,0 \cdot 10^{-3}$ unidades/ μm o más. El tamaño promedio del grano cristalino de la ferrita no es más de 5,0.

40 El Documento de Patente JP 2011 140687 A describe un método para producir una chapa de acero laminada en caliente con una estructura metálica que incluye una fase que se forma por transformación de baja temperatura como la fase principal y que comprende ferrita en la segunda fase que incluye las siguientes etapas (A) a (C): (A) una etapa de laminado en caliente para someter un lingote con una composición química que incluye, en masa, $>0,020$ a $<0,20\%$ de C, $>0,10$ a $2,0\%$ de Si, $1,50$ a $3,50\%$ de Mn, $\leq 0,10\%$ de P, $\leq 0,010$ de S, $\leq 0,10\%$ de Al sólido, y $\leq 0,010\%$ de N a laminado en caliente de finalización del laminado en el intervalo de temperaturas de un punto Ar3 o por encima para obtener una chapa de acero laminada en caliente, enfriar la chapa de acero laminada en caliente al intervalo de temperaturas de $\leq 720^\circ\text{C}$ dentro de 0,4 s después de la finalización del laminado, y enfriar la misma en el intervalo de temperaturas de $\geq 400^\circ\text{C}$; (B) una etapa de laminado en frío para someter la chapa de acero laminada en caliente a un laminado en frío para obtener una chapa de acero laminada en frío; y (C) una etapa de recocido para someter la chapa de acero laminada en frío a un tratamiento de mantenimiento térmico en el intervalo de temperaturas de (un punto Ac3 -40°C) o superior.

50 El Documento de Patente JP 2011 140686 A describe un método para producir una chapa de acero laminada en frío con una estructura metálica en la cual una fase principal es una fase que se genera por transformación de baja temperatura y una fase secundaria que incluye ferrita, el método incluye los siguientes procesos (A)-(C): (A) un

proceso de laminado en caliente en el cual un lingote con una composición química que contiene en% en masa, >0,020 a <0,20% de C, >0,10 a ≤ 2,0% de Si, 1,50-3,50% de Mn, ≤ 0,10% de P, ≤ 0,010% de S, ≤ 0,10% de Al sólido, y ≤ 0,010% de N se somete a laminado en caliente en el cual el laminado finaliza en el intervalo de temperaturas de un punto Ar3 o superior, para obtener la chapa de acero laminada en caliente, luego la placa de acero laminada en caliente se enfría al intervalo de temperaturas de ≤ 720°C dentro de 0,4 s después de la finalización del laminado, haciendo que de ese modo la densidad promedio en número del carburo de hierro presente en el límite de grano de la ferrita sea $\geq 5,0 \cdot 10^{-2}$ unidades/ μm^2 ; (B) un proceso de laminado en caliente en el que la placa de acero laminada en frío se somete a laminado en frío para obtener una chapa de acero laminada en frío; y (C) un proceso de recocido en el cual la chapa de acero laminada en frío se somete a un tratamiento de mantenimiento térmico en la zona de temperaturas de (punto Ac3 -40°C) o superior.

El Documento de Patente JP 2011 140686 A describe un método para producir una chapa de acero laminada en frío con una estructura metálica que comprende ferrita como la fase principal y una fase que se genera por transformación de baja temperatura en la segunda fase, que incluye las siguientes etapas de (A) a (C): (A) una etapa de laminado en caliente para someter un lingote con una composición química que comprende, en masa, > 0,010 a < 0,10% de C, > 0,10 a ≤ 2,0% de Si, 1,50 a 3,50% de Mn, ≤ 0,10% de P, ≤ 0,010% de S, ≤ 0,10% de Al sólido, y ≤ 0,010% de N a laminado en caliente de finalización de laminado en el intervalo de temperaturas de un punto Ar3 o por encima para obtener una chapa de acero laminada en caliente, enfriar la chapa de acero laminada en caliente al intervalo de temperaturas de ≤ 720°C dentro de 0,4 s después de la finalización del laminado, y enfriar la misma en el intervalo de temperaturas de $\geq 400^\circ\text{C}$; (B) una etapa de laminado en frío para someter la chapa de acero laminada en caliente a un laminado en frío para transformarla en una chapa de acero laminada en frío; y (C) una etapa de recocido para someter la chapa de acero laminada en frío a un tratamiento de mantenimiento térmico en el intervalo de temperaturas de (un punto Ac3 -40°C) o superior.

El Documento de Patente JP 2012 001773 A describe un material de acero que contiene, como una composición química, 0,1-0,2% de C, 1-3% de Mn, 0,5% o más y menos del 2,5% de Si+Al, 0,001-0,015% de N, y el resto Fe con impurezas. El material de acero tiene una estructura de acero que contiene un área de ferrita de 40-80, y el resto como una fase secundaria contiene uno o más clases de una bainita, una martensita, y una austenita, en donde el tamaño promedio de grano de la ferrita es 0,5-3 μm , mientras que la distancia promedio de la partícula más próxima de la segunda fase es 1-5 μm , y la nano dureza promedio de la ferrita es 4,5 GPa o más, y también la nano dureza promedio de la segunda fase es 11 GPa o menos cuando se carga una deformación plástica equivalente de $\epsilon=0,5$ mediante una aplicación de deformación por tracción.

El Documento de Patente JP 2011 144404 A describe una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia con una composición de componentes que contiene, en masa, 0,10 a 0,15% de C, 1,0 a 2,0% de Si, 2,0 a 3,0% de Mn, ≤ 0,030% de P, ≤ 0,0050% de S, 0,005 a 0,1% de Al, ≤ 0,01% de N, 0,005 a 0,050% de Ti y 0,0001 a 0,0050% de B, y tiene una estructura que incluye, en facción volumétrica, una fase de bainita del 50 al 70%, una fase de ferrita del 20 al 40%, una fase de martensita del 1 al 10%, y una fase de austenita retenida del ≤ 5%.

Por otro lado, la absorción de la energía de impacto de un elemento de absorción de impacto también depende en gran medida de su forma. Esto se describe, por ejemplo, en las Publicaciones Internacionales de Números 2005/010396, 2005/010397, y 2005/010398.

Por lo tanto, existe la posibilidad de aumentar rápidamente la absorción de la energía de impacto de un elemento de absorción de impactos a un nivel el cual no se puede alcanzar simplemente mediante el aumento de la resistencia de la chapa de acero, mediante la optimización de la forma del elemento de absorción de impactos de modo que se aumente el trabajo de deformación plástica cuando se somete a impacto por colisión.

Sin embargo, incluso si se optimiza la forma del elemento de absorción de impactos para así aumentar la cantidad del trabajo de deformación plástica, a menos que la chapa de acero tenga una capacidad de deformación que sea capaz de soportar la cantidad del trabajo de deformación plástica, habrá ocurrido una grieta en el elemento de absorción de impactos en un periodo temprano antes de que se complete la deseada deformación plástica tras la colisión del automóvil. Como un resultado de esto, no es posible aumentar la cantidad de trabajo de deformación plástica del elemento de absorción de impactos, y por lo tanto no es posible aumentar rápidamente la absorción de energía de impacto del mismo. Además, si ocurre una grieta en el elemento de absorción de impactos en una etapa temprana, esto puede conducir a una situación inesperada en la cual se dañe otro elemento dispuesto adyacente a este elemento de absorción de impactos.

Como se muestra en los Documentos de Patente descritos anteriormente, la resistencia dinámica de una chapa de acero se ha aumentado sobre la base del concepto técnico de que la absorción de la energía de impacto del elemento de absorción de impactos depende de la resistencia dinámica (la diferencia de resistencia estática-dinámicas o la relación de resistencia estática-dinámica) de la chapa de acero. Sin embargo, aumentar únicamente la resistencia dinámica de la chapa de acero, puede deteriorar significativamente las propiedades de deformación. Por esta razón, incluso si se optimiza la forma del elemento de absorción de impactos para aumentar la cantidad del trabajo de deformación plástica, no necesariamente es posible aumentar drásticamente la energía de impacto absorbida por el elemento de absorción de impactos.

Además, debido a que convencionalmente se ha estudiado la forma del elemento de absorción de impactos sobre la premisa de que se usa la chapa de acero fabricada basada en el concepto técnico descrito anteriormente, se ha estudiado la optimización de la forma del elemento de absorción de impactos a partir del comienzo de la suposición de una capacidad de deformación de las chapas de acero convencionales. Por esta razón, no se ha realizado un estudio suficiente desde la perspectiva de mejorar la capacidad de deformación de la chapa de acero además de optimizar la forma del elemento de absorción de impactos con el fin de mejorar la cantidad del trabajo de deformación plástica.

Como se describió anteriormente, para mejorar la absorción de la energía de impacto del elemento de absorción de impactos, es importante optimizar la forma del elemento de absorción de impactos, además de aumentar la resistencia de la chapa de acero para aumentar la cantidad del trabajo de deformación plástica.

Con relación a la chapa de acero, es importante aumentar una tensión de flujo efectiva para optimizar la forma del elemento de absorción de impactos, lo que puede aumentar la cantidad del trabajo de deformación plástica. El aumento de la tensión de flujo efectiva de la chapa de acero hará posible aumentar la cantidad del trabajo de deformación plástica de la chapa de acero, al tiempo que se suprime la ocurrencia del agrietamiento cuando se someta a una carga de impacto.

Con el fin de mejorar la absorción de la energía de impacto del elemento de absorción de impactos, los presentes inventores han estudiado una chapa de acero con relación a los medios para suprimir la ocurrencia del agrietamiento cuando se somete a una carga de impacto, y al mismo tiempo permitiendo que aumentase la tensión de flujo efectiva, y de ese modo se obtuvieron los nuevos hallazgos listados a continuación.

(A) Para mejorar la absorción de la energía de impacto de un elemento de absorción de impactos, es efectivo aumentar la tensión de flujo efectiva (en lo sucesivo, denominada como "tensión de flujo al 5%") cuando se aplica una deformación verdadera del 5% a la chapa de acero del material de partida.

(B) Para suprimir la ocurrencia del agrietamiento en el elemento de absorción de impactos cuando se somete a una carga de impacto, es eficaz mejorar el alargamiento uniforme y la ductilidad local de la chapa de acero del material de partida.

(C) Para mejorar la tensión de flujo al 5% de la chapa de acero, es eficaz aumentar el límite de elasticidad de la misma y un coeficiente de endurecimiento por trabajo en una región de baja deformación.

(D) Para aumentar el límite de elasticidad y el coeficiente de endurecimiento por trabajo en una región de baja deformación de una chapa de acero, es necesario que la estructura del acero de la chapa de acero tenga una estructura de fases múltiples que contenga bainita como la fase principal, y martensita la cual es más dura que la bainita, y austenita retenida en una segunda fase.

(E) La martensita y la austenita retenida contenidas en la segunda fase de la estructura de fases múltiples contribuyen a los aumentos del coeficiente de endurecimiento por trabajo y al alargamiento uniforme en una región de baja deformación de la chapa de acero. Por lo tanto, es necesario establecer límites inferiores para las fracciones de área de la martensita y de la austenita retenida.

(F) Por otro lado, fracciones de área excesivamente grandes de martensita y de austenítica retenida conducirán a un descenso de la ductilidad local de la chapa de acero. Por lo tanto, es necesario establecer límites superiores para las fracciones de área de la martensita y de la austenita retenida.

(G) Si la ferrita la cual es una estructura restante es gruesa, la deformación tiende a concentrarse en la ferrita blanda, y de ese modo reduce el límite de elasticidad de la chapa de acero y la ductilidad local de la misma. Por lo tanto, es necesario especificar el límite superior para el diámetro promedio de grano de la ferrita.

(H) Como se ha descrito anteriormente, para mejorar la absorción de la energía de impacto de un elemento de absorción de impactos, es eficaz aumentar la tensión de flujo al 5% de la chapa de acero; y para suprimir la ocurrencia del agrietamiento del elemento cuando se somete a una carga de impacto, es eficaz mejorar el alargamiento uniforme y la ductilidad local de la chapa de acero. Para dar respuesta a las estrictas necesidades de los últimos años, como índice para lograr esto, es necesario que el producto del alargamiento uniforme y la relación de expansión del orificio sea al menos $300\%^2$, y que la tensión de flujo efectiva al 5% cuando se aplica con una deformación verdadera del 5% sea al menos 900 MPa en la chapa de acero.

(I) Al suprimir adecuadamente la relación de durezas entre la bainita que es la fase principal y la martensita contenida en la segunda fase se suprimirá la dislocación móvil por la deformación plástica, haciendo de ese modo que sea fácil lograr un mayor límite de elasticidad. Por lo tanto, es preferible establecer un límite superior para la relación de durezas entre la bainita la cual es la fase principal, y la martensita.

(J) Por otro lado, al mejorar apropiadamente la relación de durezas entre la bainita que es la fase principal y la martensita contenida en la segunda fase se hará más fácil aumentar el coeficiente de endurecimiento por trabajo y el alargamiento uniforme en una región de baja deformación mediante la inclusión de la martensita. Por lo tanto, es

preferible establecer un límite inferior para la relación de durezas entre la bainita que es la fase principal, y la martensita.

- 5 (K) Al suprimir la concentración de la deformación mediante deformación plástica sólo en la bainita y el endurecimiento por trabajo en una chapa de acero de fases múltiples que contiene bainita como la fase principal se suprimirá la ocurrencia del agrietamiento a lo largo de una banda de cizalla y en un límite de grano en la bainita, haciendo que sea fácil mejorar la ductilidad local. Por otro lado, al suprimir el endurecimiento excesivo de la segunda fase causada por la deformación plástica, se hace posible evitar que aumente la diferencia de las durezas entre la fase principal y la fase secundaria, de modo que se suprime la ocurrencia del agrietamiento desde una interfaz entre ellos, lo que hace que sea fácil aumentar la ductilidad local de la chapa de acero.
- 10 Por lo tanto, para lograr una ductilidad local aún mayor en una chapa de acero de estructura de fases múltiples que contiene bainita como la fase principal, es preferible causar que la deformación esté distribuida de forma apropiada entre la bainita la cual es la fase principal y la segunda fase. Es decir, es preferible que la bainita la cual es la fase principal y la segunda fase estén sometidas al mismo nivel de endurecimiento por trabajo cuando se deforman plásticamente. Como un índice para esto, es apropiado usar una proporción de tasas de endurecimiento por trabajo después de una deformación por tracción del 10%. Es decir, en una chapa de acero de fases múltiples que contiene
- 15 la bainita como fase principal y la martensita en una segunda fase, es preferible establecer un límite inferior y un límite superior para la relación entre la tasa de endurecimiento por trabajo de la bainita después de la deformación por tracción del 10% y la tasa de endurecimiento por trabajo de la martensita después de la deformación por tracción del 10%.
- 20 (L) Una chapa de acero con la microestructura anteriormente descrita se puede obtener combinando una composición química específica, una condición de laminado en caliente, una condición de laminado en frío, y una condición de recocido como se describirán a continuación en detalle.

La presente invención basada en los nuevos hallazgos descritos anteriormente hace uso de una chapa de acero que comprende: una composición química que contiene, en% en masa, C: al menos el 0,08% y como máximo el 0,30%, Mn: al menos el 1,5% y como máximo el 3,5%, Si + Al: al menos el 0,50% y como máximo el 3,0%, P: como máximo el 0,10%, S: como máximo el 0,010%, N: como máximo el 0,010%, Cr: de 0 a como máximo el 0,5%, Mo: de 0 a como máximo el 0,5%, B: de 0 a como máximo el 0,01%, Ti: de 0 a como máximo el 0,04%, Nb: de 0 a como máximo el 0,030%, V: de 0 a como máximo el 0,5%, Ca: de 0 a como máximo el 0,010%, Mg: de 0 a como máximo el 0,010%, REM: de 0 a como máximo el 0,050%, y Bi: de 0 a como máximo el 0,050%, siendo el resto Fe e impurezas; una microestructura

25 que contiene, en% de área, bainita: más del 50%, martensita: al menos el 3% y como máximo el 30%, y austenita retenida: al menos el 3% y como máximo el 15%, consistiendo el resto en ferrita con un diámetro medio de grano de menos de 5 µm; y propiedades mecánicas en las que el producto del alargamiento uniforme y la relación de expansión del orificio es al menos 300%², y una la tensión de flujo efectiva cuando se aplica una deformación verdadera del 5% es al menos 900 MPa.

30 En la presente invención, la "tensión de flujo efectiva cuando se aplica una deformación verdadera del 5%" significa la tensión de flujo requerida para mantener la deformación plástica que ocurre cuando se aplica una deformación verdadera del 5% y luego se inicia la deformación plástica. Esta tensión de flujo efectiva se puede determinar a partir de un valor de tensión verdadera a un valor de deformación verdadera del 5% en una curva de tensión verdadera – deformación verdadera obtenida mediante una prueba de tracción simple.

40 La microestructura preferiblemente cumple con las siguientes fórmulas (1) y (2):

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

$$0,9 \leq \{(H_{M10}/H_{M0}) / (H_{B10}/H_{B0})\} \leq 1,3 \quad (2)$$

donde,

H_{M0} : nano dureza promedio inicial de la martensita,

45 H_{B0} : nano dureza promedio inicial de la bainita,

H_{M10} : nano dureza promedio de la martensita después de una deformación por tracción del 10%,

H_{B10} : nano dureza promedio de la bainita después de una deformación por tracción del 10%,

La nano dureza promedio se puede determinar por el método según los Ejemplos. La nano dureza promedio inicial significa una nano dureza antes de que se aplique la deformación por tracción.

50 La composición química puede contener uno o más de los elementos seleccionados, en% en masa, de Cr: al menos el 0,1% y como máximo el 0,5%, Mo: al menos el 0,1% y como máximo el 0,5%, B: al menos el 0,0010% y como máximo el 0,010%, Ti: al menos el 0,01% y menos del 0,04%, Nb: al menos el 0,005% y menos del 0,030%, V: al menos el 0,010% y menos del 0,5%, Ca: al menos el 0,0008% y al menos el 0,010%, Mg: al menos el 0,0008% y

como máximo el 0,010%, REM: al menos el 0,0008% y como máximo el 0,050%, y Bi: al menos el 0,0010% y como máximo el 0,050%.

5 En este aspecto, la presente invención es un elemento de absorción de impactos con una parte de absorción de impactos, la cual absorbe energía de impacto al ser aplastada y plegada axialmente, en donde la parte de absorción de impactos está fabricada de cualesquiera de las chapas de acero anteriormente descritas.

En un aspecto adicional, la presente invención es un método para fabricar una chapa de acero, que comprende las siguientes etapas (A) a (C):

10 (A) una etapa de laminado en caliente en la que un lingote con la composición química anteriormente descrita se somete a un laminado en caliente de pasadas múltiples en el cual el laminado en caliente se finaliza a una temperatura de al menos el punto A_{r3} , la chapa de acero obtenida se enfría a un intervalo de temperaturas de al menos 620°C y como máximo 720°C bajo una condición de enfriamiento en la cual el laminado se inicia dentro de 0,4 segundos después de la finalización del laminado, y una velocidad promedio de enfriamiento es al menos 600°C/s, además un tiempo requerido para el enfriamiento desde la finalización del laminado en una pasada del laminado la cual está dos pasadas antes de la última pasada de laminado a 720°C es al menos 4 segundos, y la chapa de acero se mantiene el intervalo de temperaturas durante al menos 1 segundo y como máximo 10 segundos, después de lo cual se enfría a un intervalo de temperaturas de al menos 300°C y como 610°C a una velocidad promedio de enfriamiento de al menos 10°C/s y como máximo 100°C/s, y se bobina para obtener una chapa de acero laminada en caliente;

20 (B) una etapa de laminado en frío en la cual la chapa de acero laminada en caliente obtenida mediante la etapa de laminado en caliente se somete a laminado en frío con una reducción por laminado de al menos el 40% y como máximo el 70% para ser conformada en una chapa de acero laminada en frío;

25 (C) una etapa de recocido en la cual la chapa de acero laminada en frío obtenida mediante la etapa de laminado en frío se somete a un tratamiento térmico en el cual la chapa de acero se mantiene en un intervalo de temperaturas de al menos (punto A_{c3} -30°C) y como máximo (punto A_{c3} +100°C) durante al menos 10 segundos y como máximo 300 segundos, y luego se enfría a una velocidad promedio de enfriamiento de al menos 15°C/s en un intervalo de temperaturas de al menos 500°C y como máximo 650°C, después de lo cual se mantiene en un intervalo de temperaturas de al menos 300°C y como máximo 500°C durante al menos 30 segundos y como máximo 3.000 segundos; y

30 (D) una etapa de fabricación en la cual el elemento de absorción de impactos se fabrica usando un cuerpo tubular con una sección cerrada el cual se conforma a partir de la chapa de acero obtenida mediante la etapa de recocido por doblado y soldadura de la chapa de acero.

35 La chapa de acero relativa a la presente invención es un material de partida de una parte de absorción de impactos en un elemento de absorción de impactos, en donde la parte de absorción de impactos que absorbe energía de impactos al ser aplastada y plegada axialmente, y es especialmente adecuado como un material de partida para elementos de absorción de impactos para automóviles. Para ser específicos, la presente chapa de acero, por ejemplo, se usa preferiblemente como un material de partida para un paragolpes de automóvil, el cual tiene un cuerpo tubular principal con una sección cerrada, (y el cual se monta en un cuerpo de carrocería tal como un elemento lateral al tiempo que soporta a un refuerzo de paragolpes, y está configurado para aplastarse y deformarse plásticamente axialmente en una forma de fuelle mediante una carga de impacto aplicada desde el refuerzo del paragolpes). Esta chapa de acero también se puede usar ventajosamente como un material de partida para un elemento lateral, un carril superior delantero, un umbral lateral, y un elemento transversal de un automóvil.

45 La fabricación de un elemento de absorción de impactos a partir de una chapa de acero de acuerdo con la presente invención hará posible obtener un elemento de absorción de impactos el cual pueda suprimir o eliminar la ocurrencia del agrietamiento cuando se someta a una carga de impacto, y el cual muestra una alta tensión de flujo eficaz, mejorando drásticamente de ese modo la absorción de la energía de impacto del elemento de absorción de impactos. Debido a que aplicar dicho elemento de absorción de impactos a un producto tal como un automóvil permitirá mejorar adicionalmente la seguridad frente a la colisión del producto, la presente invención es extremadamente beneficiosa industrialmente.

Breve descripción de los dibujos

50 La Figura 1 es un diagrama explicativo que muestra un ejemplo de las regiones donde se aplica un elemento de absorción de impactos.

La Figura 2 es un diagrama de dos vistas que muestra un ejemplo de la forma de la parte de absorción de impactos.

La Figura 3 es un diagrama de dos vistas que muestra un ejemplo de la forma de la parte de absorción de impactos.

Descripción de las realizaciones

De aquí en adelante, se describirá más específicamente la presente invención. Se observa que, en la siguiente descripción, “%” que se refiere a la composición química del acero representa “% en masa”. La siguiente descripción es con el propósito de ejemplificar la presente invención, y no pretende limitar la presente invención.

5 1. Composición química

(1) C: al menos el 0,08% y como máximo el 0,30%

10 El C (carbono) tiene la función de promover la formación de la bainita que es la fase principal, y de la martensita y la austenita retenida las cuales están contenidas en una segunda fase. El C también tiene la función de mejorar la resistencia a la tracción de la chapa de acero como un resultado de aumentar la resistencia de la martensita. Además, el C tiene la función de reforzar el acero mediante el refuerzo de la solución sólida, mejorando de ese modo el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción de la chapa de acero.

15 Cuando el contenido de C es menos del 0,08%, puede haber casos donde es difícil lograr los efectos de las funciones anteriormente descritas. Por lo tanto, el contenido de C es al menos el 0,08%. Es preferiblemente más del 0,12%, y más preferiblemente más del 0,14%. Por otro lado, cuando el contenido de C excede del 0,30%, puede haber casos donde la martensita y la austenita se forman en exceso, causando de ese modo una disminución significativa en la ductilidad local de la chapa de acero. Además, se deteriora significativamente la soldabilidad. Por lo tanto, el contenido de C es como máximo el 0,30%. Es preferiblemente menos del 0,20%, y más preferiblemente menos del 0,19%.

(2) Mn: al menos el 1,5% y como máximo el 3,5%

20 El Mn (manganeso) tiene la función de promover la formación de la bainita la cual es la fase principal, y de la martensita y de la austenita retenida las cuales están contenidas en la segunda fase. Además, el Mn tiene la función de reforzar al acero mediante el refuerzo de la solución sólida, mejorando de ese modo el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción de la chapa de acero. Además, debido a que el Mn mejora la resistencia de la bainita mediante el refuerzo de la solución sólida, este elemento tiene la función de mejorar la ductilidad local de la chapa de acero al mejorar la dureza de la bainita bajo una condición de alta carga de deformación.

25 Cuando el contenido de Mn es menos del 1,5%, puede haber casos donde es difícil lograr los efectos las funciones anteriormente descritas. Por lo tanto, el contenido de Mn es al menos el 1,5%. Es preferiblemente más del 1,8%, más preferiblemente más del 2,0%, y más preferiblemente más del 2,2%. Por otro lado, cuando el contenido de Mn es más del 3,5%, se demora excesivamente la transformación de la bainita, y como un resultado de ello, no se puede lograr la estabilización de la austenita retenida, haciendo difícil lograr una cantidad predeterminada de austenita retenida. Por lo tanto, el contenido de Mn es como máximo el 3,5%. Es preferiblemente menos del 3,1%, más preferiblemente menos del 2,8%, y más preferiblemente menos del 2,5%.

(3) Si + Al: al menos el 0,50% y como máximo el 3,0%

35 Si y Al tienen la función de promover la formación de austenita retenida mediante la supresión de la formación de los carburos en la bainita, mejorando de ese modo la ductilidad uniforme y la ductilidad local de la chapa de acero. Además, tienen la función de reforzar al acero mediante el refuerzo de la solución sólida, y mejorando de ese modo el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción de la chapa de acero. Además, debido a que se mejora la resistencia de la bainita mediante el refuerzo de la solución sólida, estos elementos también tienen la función de mejorar la ductilidad local de la chapa de acero al mejorar la dureza de la bainita bajo una condición de alta carga de deformación.

40 Cuando el contenido total de Si y Al (también denominado contenido “Si + Al”) es menos del 0,50%, es difícil lograr los efectos de las funciones anteriormente descritas. Por lo tanto, el contenido (Si + Al) es al menos el 0,50%. Es preferiblemente al menos el 1,0%, y más preferiblemente al menos el 1,3%. Por otro lado, incluso cuando el contenido de (Si + Al) es al menos el 3,0%, los efectos de las funciones anteriormente descritas alcanzan un límite, lo cual es desventajoso con relación al coste. Esto también conduce a un aumento en la temperatura del punto de transformación, y por lo tanto se deteriora la productividad. Por lo tanto, el contenido (Si + Al) es como máximo el 3,0%. Es preferiblemente como máximo el 2,5%, más preferiblemente menos del 2,2%, y más preferiblemente menos del 2,0%.

45 Debido a que el Si tiene una excelente capacidad de refuerzo de la solución sólida, el contenido de Si es preferiblemente al menos el 0,50%, y más preferiblemente al menos el 1,0%. Por otro lado, debido a que el Si tiene la función de reducir la capacidad de conversión química y la soldabilidad de la chapa de acero, el contenido de Si es preferiblemente menos del 1,9%, más preferiblemente menos del 1,7%, y más preferiblemente menos del 1,5%.

(4) P: como máximo el 0,10%

5 El P (fósforo), el cual generalmente está contenido como una impureza y se segrega en los límites del grano, tiene la función de fragilizar al acero, y promover la ocurrencia del agrietamiento cuando se somete al acero a una carga de impacto. Cuando el contenido de P es más del 0,10%, se hace significativo la fragilización del acero debido a la función anteriormente descrita, y se hace difícil de suprimir la ocurrencia del agrietamiento cuando se somete al acero a una carga de impacto. Por lo tanto, el contenido del P es como máximo el 0,10%. Es preferiblemente menos del 0,020%, y más preferiblemente menos del 0,015%.

(5) S: como máximo el 0,010%

10 El S (azufre), el cual generalmente está contenido como una impureza, tiene la función de formar inclusiones a base de sulfuro en el acero y de ese modo deteriora la capacidad de conformado del mismo. Cuando el contenido de S es más del 0,010%, los efectos de la función anteriormente descrita se hacen críticos. Por lo tanto, el contenido de S es como máximo el 0,010%. Es preferiblemente como máximo el 0,005%, más preferiblemente menos del 0,003%, y más preferiblemente como máximo el 0,001%.

(6) N: como máximo el 0,010%

15 El N (nitrógeno), el cual generalmente está contenido en el acero como una impureza, tiene la función de deteriorar la ductilidad de la chapa de acero. Cuando el contenido de N es más del 0,010%, este deterioro de la ductilidad se hace significativo. Por lo tanto, el contenido de N es como máximo el 0,010%. Es preferiblemente como máximo el 0,0060%, y más preferiblemente como máximo el 0,0050%.

Los elementos que se describen a continuación son elementos opcionales, los cuales pueden estar contenidos en el acero según sea necesario.

20 (7) Uno o más seleccionado de Cr: como máximo el 0,5%, Mo: como máximo el 0,5%, y B: como máximo el 0,01%.

25 Cr, Mo y B tienen la función de mejorar la capacidad de endurecimiento, y de promover la formación de la bainita. Además, también tienen la función de promover la formación de la martensita y de la austenita retenida. Tienen además la función de reforzar al acero mediante el refuerzo de la solución sólida, mejorando de ese modo el límite de elasticidad y la resistencia a la tracción de la chapa de acero. Por lo tanto, puede estar contenido uno o dos seleccionados de Cr, Mo, y B.

30 Sin embargo, cuando el contenido de Cr excede del 0,5%, el contenido de Mo excede del 0,5%, o el contenido de B excede del 0,01%, puede haber un caso donde se deterioren significativamente el alargamiento uniforme y la ductilidad local de la chapa de acero. Por lo tanto, se establece que dicho contenido de Cr sea como máximo el 0,5%, el contenido de Mo sea como máximo el 0,5%, y el contenido de B sea como máximo el 0,01%. Para lograr de una manera más segura los efectos de las funciones anteriormente descritas es preferible que se satisfaga uno cualquiera de Cr: al menos el 0,1%, Mo al menos el 0,1%, y B: al menos el 0,0010%.

(8) Uno o más seleccionado de Ti: menos del 0,04%, Nb: menos del 0,030%, y V: menos del 0,5%.

35 Ti, Nb, y V tienen la función de suprimir el crecimiento del grano de la austenita durante el recocido mediante la formación de carbonitruros en el acero, y reducir de ese modo la sensibilidad al agrietamiento. Además, también tienen la función de precipitar en la bainita y mejorar el límite de elasticidad de la chapa de acero mediante el efecto del refuerzo de la precipitación. Por lo tanto, puede estar contenido uno o más de Ti, Nb, y V.

40 Sin embargo, aún cuando el contenido de Ti es al menos el 0,04%, el contenido de Nb es al menos el 0,030%, y el contenido de V es al menos el 0,5%, los efectos de las funciones anteriormente descritas alcanzan un límite, lo cual es desventajoso con relación al coste. Por lo tanto, el contenido de Ti es menos del 0,04%, el contenido de Nb es menos del 0,030%, y el contenido de V es menos del 0,5%. El contenido de Ti es preferiblemente menos del 0,020%. El contenido de Nb es preferiblemente menos del 0,020%, y más preferiblemente como máximo el 0,015%. El contenido de V es preferiblemente como máximo el 0,30%. Para lograr de una manera más segura los efectos de las funciones anteriormente descritas, es preferible que se satisfaga uno cualquiera de Ti: al menos el 0,01%, Nb: al menos el 0,005%, y V: al menos el 0,0010%. Cuando está contenido el Nb, el contenido de Nb es más preferiblemente al menos el 0,010%.

45 (9) Uno o más seleccionado de Ca: como máximo el 0,010%, Mg: como máximo el 0,010%, REM: como máximo el 0,050%, y Bi: como máximo el 0,050%

50 Ca, Mg, REM, y Bi todos ellos tienen la función mejorar la ductilidad local de la chapa de acero: controlando la forma de las inclusiones con relación al Ca, Mg, y REM, y haciendo más fina la estructura de la solidificación con relación al Bi. Por lo tanto, puede estar contenido uno o más de estos elementos.

Sin embargo, con relación al Ca y al Mg, cuando están contenidos en más del 0,010%, y con relación al REM, cuando está contenido en más del 0,050%, se producen un gran número de óxidos gruesos en el acero, y se deteriora la capacidad para el conformado de la chapa de acero. Con relación al Bi, cuando está contenido en más del 0,050%, se segrega en los límites del grano, deteriorando la soldabilidad. Por lo tanto, el contenido de cada

5 elemento se especifica como se describió anteriormente. Los contenidos de Ca, Mg, y REM son preferiblemente como máximo el 0,0020% para cada uno, y el contenido de Bi es preferiblemente como máximo el 0,010%. Para lograr de una manera más segura los efectos de las funciones anteriormente descritas, es preferible satisfacer cualquiera de las condiciones: Ca: al menos el 0,0008%, Mg: al menos el 0,0008%, REM: al menos el 0,0008%, y Bi: 0,0010%.

En la presente invención, REM significa 17 elementos en total que incluyen Sc, Y, y lantánido, y con relación al lantánido, éste se agrega industrialmente en forma de metal de Misch. Se observa que, en la presente invención, el contenido de REM significa un contenido total de estos elementos.

2. Microestructura

10 (1) Estructura de fases múltiples

La estructura del acero de la chapa de acero según la presente invención se configura para que tenga una estructura de fases múltiples que contenga bainita como la fase principal, y martensita y austenita retenida en una segunda fase para mejorar la tensión de flujo efectiva obteniendo un alto límite de elasticidad y el alto coeficiente de endurecimiento por trabajo en una región de baja deformación. El resto de la segunda fase es ferrita.

15 (2) Fracción de área de la bainita: más del 50%

En una chapa de acero de estructura de fases múltiples con la bainita como la fase principal, la fracción de área de la bainita afecta al límite de elasticidad de la chapa de acero. Es decir, se mejora el límite de elasticidad aumentando la fracción de área de la bainita. Cuando la fracción de área de la bainita es menos del 50%, se hace difícil obtener un elemento de absorción de impactos con una excelente capacidad de absorción de impactos debido a la deficiencia del límite de elasticidad. Por lo tanto, la fracción de área de la bainita es más del 50%.

20 (3) Fracción de área de la martensita: al menos el 3% y como máximo el 30%

En la chapa de acero de estructura de fases múltiples con la bainita como la fase principal, la martensita tiene la función de aumentar la tensión de flujo al 5% de una chapa de acero mejorando el límite de elasticidad de la chapa de acero y su tasa de endurecimiento por trabajo en una región de baja deformación. Además, también tiene la función de mejorar el alargamiento uniforme de la chapa de acero. Cuando la fracción de área de la martensita es menos del 3%, se hace difícil obtener un elemento de absorción de impactos con excelente capacidad de absorción de impactos debido a las deficiencias en la tensión de flujo al 5% y en el alargamiento uniforme. Por lo tanto, la fracción de área de la martensita es al menos el 3%. Es preferiblemente al menos el 5%. Por otro lado, cuando la fracción de área de la martensita es más del 30%, disminuye la ductilidad local de la chapa de acero de modo es más probable que ocurra el agrietamiento debido a un plegado inestable. Por lo tanto, la fracción de área de la martensita es como máximo el 30%. La fracción de área de la martensita es preferiblemente como máximo el 25%, y más preferiblemente como máximo el 15%.

25 (4) Fracción de área de la austenita retenida: al menos el 3% y como máximo el 15%

En la chapa de acero de estructura de fases múltiples con la bainita como la fase principal, la austenita retenida tiene la función de aumentar la tensión de flujo al 5% de una chapa de acero aumentando el límite de elasticidad de la misma y la tasa de endurecimiento por trabajo en una región de baja deformación. Además, también tiene la función de mejorar el alargamiento uniforme de la chapa de acero. Cuando la fracción de área de la austenita retenida es menos del 3%, se hace difícil obtener un elemento de absorción de impactos con excelente capacidad de absorción de impactos debido a las deficiencias de la tensión de flujo al 5% y del alargamiento uniforme. Por lo tanto, la fracción de área de la austenita retenida es al menos el 3%. Por otro lado, cuando la fracción de área de la austenita retenida es más del 15%, disminuye la ductilidad local de la chapa de acero de modo es más probable que se produzca el agrietamiento debido a un plegado inestable. Por lo tanto, la fracción de área de la austenita retenida es como máximo el 15%.

30 (5) Diámetro promedio de grano de la ferrita la cual está en la estructura restante: menos del 5 µm

45 Cuando el diámetro promedio de grano de la ferrita la cual está en la estructura restante es al menos 5 µm, es probable que la deformación se concentre en la ferrita blanda, y disminuya el límite de elasticidad, de modo que se hace difícil aumentar la tensión de flujo al 5% de la chapa de acero. Además, disminuye la ductilidad local de la chapa de acero, y se hace difícil suprimir la ocurrencia del agrietamiento cuando se somete a una carga de impacto. Por lo tanto, el diámetro promedio de grano de la ferrita es como máximo 5 µm. Es preferiblemente menos de 4,0 µm, y más preferiblemente menos de 3,0 µm. No hay necesidad de especificar de forma particular el límite inferior del diámetro promedio de grano de la ferrita.

55 Aunque no hay necesidad de especificar de forma particular la fracción de área de la ferrita, el límite inferior de la misma es preferiblemente al menos el 1%, y más preferiblemente al menos el 5%. Por otro lado, el límite superior es preferiblemente como máximo el 20%, más preferiblemente como máximo el 15%, y más preferiblemente como máximo el 10%.

(6) Relación de durezas de la bainita y la martensita: $1,2 \leq H_{M0}/H_{B0} \leq 1,6$

Al configurar la relación de durezas (H_{M0}/H_{B0}) de la nano dureza promedia inicial (H_{M0}) de la martensita contenida en la segunda fase y de la nano dureza promedia inicial (H_{B0}) de la bainita la cual es la fase principal haciendo que sea al menos 1,2, se hace fácil lograr los aumentos en el coeficiente de endurecimiento por trabajo en una región de baja deformación y el alargamiento uniforme mediante la inclusión de la martensita, y se suprime de manera efectiva la ocurrencia del agrietamiento. Por lo tanto, la relación de durezas anteriormente descrita (H_{M0}/H_{B0}) es preferiblemente al menos 1,2.

Por otro lado, debido a que la relación de durezas entre la fase principal de bainita y la segunda fase dura se suprimirse adecuadamente manteniendo la relación de durezas anteriormente descrita (H_{M0}/H_{B0}) a que sea como máximo el 1,6, se hace más fácil lograr la mejora en el límite de elasticidad de la chapa de acero porque se suprime la formación de dislocaciones móviles por la deformación plástica. De ese modo, se hace fácil mejorar la absorción de la energía de impacto y obtener un elemento de absorción de impactos con una excelente capacidad de absorción de impactos. Por lo tanto, la relación de durezas anteriormente descrita (H_{M0}/H_{B0}) es preferiblemente como máximo el 1,6.

(7) Relación de la tasa de endurecimiento por trabajo de la martensita en relación con la de la bainita: $0,9 \leq \{(H_{M10}/H_{M0})/(H_{B10}/H_{B0})\} \leq 1,3$

En la chapa de acero de estructura de fases múltiples con la bainita como la fase principal, al suprimir la concentración de la deformación y el endurecimiento por trabajo en la bainita debido a la deformación plástica se suprimirá la ocurrencia del agrietamiento a lo largo de las bandas de corte y en los límites de grano en la bainita, haciendo fácil mejorar la ductilidad local de la chapa de acero. Por otro lado, al suprimir el endurecimiento excesivo de la segunda fase debido a la deformación plástica se suprimirá el aumento en la diferencia de durezas entre la fase principal y la segunda fase, y de ese modo se suprime la ocurrencia del agrietamiento desde una interface entre ellas, haciendo fácil mejorar la ductilidad local de la chapa de acero. Por lo tanto, para lograr una mayor ductilidad local en una chapa de acero de fases múltiples con bainita como la fase principal es preferible hacer que la deformación se distribuya de forma apropiada entre la bainita que es la fase principal, y la segunda fase. Es decir, es preferible que la bainita la cual es la fase principal y la segunda fase estén sometidas al mismo nivel de endurecimiento por trabajo cuando se deforman plásticamente. Como un índice para esto, es preferible usar una relación de las tasas de endurecimiento por trabajo después de una deformación por tracción del 10%. En una chapa de acero de estructura de fases múltiples que contiene bainita como la fase principal y martensita en una segunda fase, es preferible establecer un límite inferior y un límite superior para la relación de la tasa de endurecimiento por trabajo de la martensita después de una deformación por tracción del 10%, la cual es la fase más dura con respecto a la tasa de endurecimiento por trabajo de la bainita después de una deformación por tracción del 10%.

Para ser específicos, es preferible establecer límites superior e inferior para una relación de tasas de endurecimiento por trabajo $\{(H_{M10}/H_{M0})/(H_{B10}/H_{B0})\}$ la cual es la relación de una tasa de endurecimiento por trabajo de la martensita (H_{M10}/H_{M0}) determinada a partir de una nano dureza promedio inicial (H_{M0}) de la martensita y de una nano dureza promedio (H_{M0}) de la martensita después de una deformación por tracción del 10%, y una relación de una tasa de endurecimiento por trabajo de la bainita (H_{B10}/H_{B0}) determinada a partir de una nano dureza promedio inicial (H_{B0}) de la bainita y de una nano dureza promedio (H_{B0}) de la bainita después de una deformación por tracción del 10%.

Cuando la relación de las tasas de endurecimiento por trabajo anteriormente descrita es al menos el 0,9, se suprime la concentración de la deformación y el endurecimiento por trabajo en la bainita debido a la deformación plástica, y de ese modo se suprime la ocurrencia del agrietamiento a lo largo de la banda de corte y en los límites de grano en la bainita, mejorando así la ductilidad local de la chapa de acero. Por otro lado, la relación de las tasas de endurecimiento por trabajo anteriormente descrita es preferiblemente al menos el 0,9. Por otro lado, cuando la relación de las tasas de endurecimiento por trabajo anteriormente descrita es como máximo el 1,3, se suprime el excesivo endurecimiento de la martensita y además se mejora la ductilidad local de la chapa de acero. Por lo tanto, la relación de las tasas de endurecimiento por trabajo anteriormente descrita es preferiblemente como máximo el 1,3.

3. Propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas de la chapa de acero según la presente invención son tales que el producto del alargamiento uniforme y la relación de expansión del orificio es al menos $300\%^2$, y una tensión de flujo efectiva cuando se aplica una deformación verdadera del 5% (en lo sucesivo, también referida como tensión de flujo efectiva al 5%) es al menos 900 MPa.

Como se describió anteriormente, para mejorar la absorción de energía de impacto de un elemento de absorción de impactos, es eficaz aumentar la tensión de flujo al 5% de la chapa de acero del material de partida; y para suprimir la ocurrencia del agrietamiento cuando se somete a una carga de impacto, es eficaz mejorar el alargamiento uniforme y la ductilidad local de la chapa de acero. Para dar respuesta a las severas necesidades en los últimos años, como un índice para lograrlas, es necesario que el producto del alargamiento uniforme y la relación de expansión del

orificio sea al menos 300%², y que la tensión de flujo efectiva al 5% sea al menos 900 MPa. Por lo tanto, la chapa de acero tiene tales propiedades mecánicas. El producto del alargamiento uniforme y la relación de expansión del orificio es 400%², y la tensión de flujo efectiva al 5% es preferiblemente al menos 930 MPa.

5 Como las otras propiedades mecánicas de la chapa de acero según la presente invención, es preferible que el límite de elasticidad (YS, por sus siglas en inglés) sea al menos 600 MPa, y la resistencia a la tracción (TS, por sus siglas en inglés) sea al menos 900 MPa.

4. Aplicaciones

10 Las chapas de acero anteriormente descritas se aplican preferiblemente a una parte de absorción de impactos en un elemento de absorción de impactos, cuya parte de absorción de impactos absorbe energía de impacto al ser aplastada y plegada axialmente.

15 Al emplear la chapa de acero según la presente invención como la parte de absorción de impactos se puede suprimir o eliminar la ocurrencia del agrietamiento de un elemento de absorción de impactos cuando se somete a una carga de impacto. Al mismo tiempo, debido a que la tensión de flujo efectiva es alta, se hace posible mejorar dramáticamente la absorción de la energía de impacto del elemento de absorción de impactos anteriormente descrito. Esto se verificará al mostrar una relación de plegado altamente estable (proporción de muestras de prueba libres de agrietamiento) para una carga promedio apropiada de aplastamiento en una prueba de aplastamiento de un elemento de absorción de impactos.

20 La Figura 1 es un diagrama explicativo que muestra un ejemplo de las partes a las cuales se aplica un elemento de absorción de impactos en un automóvil. Un elemento de absorción de impactos con una parte de absorción de impactos, la cual absorbe energía de impacto al ser aplastada y plegada axialmente puede incluir elementos de automóvil, tales como aquellos elementos mostrados mediante sombreado en la Figura 1 (paragolpes delantero y trasero 2, 3, elementos laterales delanteros y traseros 4, 5, raíl superior delantero 6, umbral lateral 7, y similares) y elementos tales como elementos de travesaño 8. Además, también puede incluir un refuerzo de paragolpes 11 y un pilar central 12. En la Figura 1, "Impacto Fr" significa colisión frontal, e "Impacto Tr" significa colisión trasera.

25 Ambas Figuras 2 y 3, son diagramas de dos vistas que muestran un ejemplo de la forma de una parte de absorción de impactos.

30 La forma de la parte de absorción de impactos anteriormente descrita, para la cual es adecuado un cuerpo tubular con una sección cerrada, se puede ejemplarizar mediante cuerpos tubulares con una sección cerrada de una forma rectangular como se muestra en la Figura 2, y de una sección cerrada de una forma octogonal como se muestra en la Figura 3. Se observa que, aunque en las Figuras 2 y 3 se muestra un ejemplo en el cual la forma de la sección es constante en la dirección axial, la forma de la sección puede ser, sin estar limitado por ello, una sección que cambie continuamente en la dirección axial. Además, aunque en las Figuras 2 y 3 se muestran ejemplos cuyas formas de sección son una forma rectangular y una forma octogonal, la forma de la sección puede ser, sin estar limitado por ello, cualquier forma poligonal.

35 Generalmente, dicho elemento de absorción de impactos de automóvil se fabrica mediante conformado de un cuerpo tubular con una sección cerrada a partir de la chapa de acero, por ejemplo, por doblado y soldadura, y sometiendo adicionalmente al cuerpo tubular obtenido a doblado bidimensional o tridimensional, según se requiera.

5. Capa de recubrimiento metálico

40 La chapa de acero anteriormente descrita puede ser una chapa de acero tratada en su superficie con una capa de recubrimiento metálico sobre la superficie de la misma, con el propósito de mejorar la resistencia a la corrosión, etc. La capa de recubrimiento metálico puede ser una capa de electrodeposición, o una capa de recubrimiento metálico por inmersión en baño caliente. La capa de electrodeposición se puede formar, por ejemplo, mediante electrogalvanizado, electrodeposición de aleación de Zn-Ni, y similares. La capa de recubrimiento metálico por inmersión en baño caliente se puede formar, por ejemplo, por galvanizado por inmersión en baño caliente, galvanizado por inmersión en baño caliente aleado, recubrimiento metálico de Al por inmersión en baño caliente, recubrimiento metálico de aleación de Zn-Al por inmersión en baño caliente, recubrimiento metálico de aleación de Zn-Al-Mg por inmersión en baño caliente, recubrimiento metálico de aleación de Zn-Al-Mg-Si por inmersión en baño caliente, y similares. La masa del depósito del recubrimiento metálico no está particularmente limitada, y puede ser la misma que la de la técnica anterior. Además, después del recubrimiento metálico se puede aplicar un tratamiento químico adecuado (por ejemplo, revestimiento con tratamiento de conversión química libre de cromo a de base de silicato, y secado) para mejorar adicionalmente la resistencia a la corrosión.

6. Método de fabricación

La chapa de acero con la composición química, microestructura, y propiedades mecánicas anteriormente descritas se puede fabricar mediante un método que incluye las siguientes etapas (A) a (C):

(A) una etapa de laminado en caliente en la cual un lingote con la composición química anteriormente descrita se somete a un laminado en caliente de pasadas múltiples en el cual el laminado en caliente se finaliza a una temperatura de al menos el punto Ar_3 , la chapa de acero obtenida se enfría a un intervalo de temperaturas de al menos $620^{\circ}C$ y como máximo $720^{\circ}C$ bajo una condición de enfriamiento en la cual el enfriamiento se inicia dentro de 0,4 segundos después de la finalización del laminado, y una velocidad promedio de enfriamiento es al menos $600^{\circ}C/s$, además un tiempo requerido para el enfriamiento desde la finalización del laminado en una pasada del laminado que está dos pasadas antes de la última pasada de laminado a $720^{\circ}C$ es al menos 4 segundos, y la chapa de acero se mantiene en el intervalo de temperaturas durante al menos 1 segundo y como máximo 10 segundos, después de lo cual se enfría a un intervalo de temperaturas de al menos $300^{\circ}C$ y como máximo $610^{\circ}C$ a una velocidad promedio de enfriamiento de $10^{\circ}C/s$ y como máximo $100^{\circ}C/s$, y se bobina para obtener una chapa de acero laminada en caliente;

(B) una etapa de laminado en frío en la cual la chapa de acero laminada en caliente obtenida mediante la etapa de laminado en caliente se somete a laminado en frío de una reducción por laminado de al menos el 40% y como máximo el 70% para ser conformada en una chapa de acero laminada en frío; y

(C) una etapa de recocido en la cual la chapa de acero laminada en frío obtenida mediante la etapa de laminado en frío se somete a un tratamiento térmico en el cual la chapa de acero se mantiene en un intervalo de temperaturas de al menos $Ac_3 - 30^{\circ}C$ y como máximo (punto $Ac_3 + 100^{\circ}C$) durante al menos 10 segundos y como máximo 300 segundos, y luego se enfría a una velocidad promedio de enfriamiento de al menos $15^{\circ}C/s$ en un intervalo de temperaturas de al menos $500^{\circ}C$ y como máximo $650^{\circ}C$, después de lo cual se mantiene en un intervalo de temperaturas de al menos $300^{\circ}C$ y como máximo $500^{\circ}C$ durante al menos 30 segundos y como máximo 3.000 segundos.

La microestructura anteriormente descrita se puede obtener fácilmente aplicando las condiciones de producción anteriormente descritas. Aunque no necesariamente está clara la razón de ello, esto se contempla cualitativamente de la siguiente manera.

Es decir, aplicando las condiciones de laminado en caliente anteriormente descritas, se forma una microestructura en la cual la ferrita y otra fase dura fina están dispersas de forma fina y uniforme. Al someter esta microestructura al laminado en frío anteriormente descrito, la microestructura se hace más uniforme, y se promueve la recristalización en la etapa recocido que sigue a continuación. Por consiguiente, el refinado y la uniformización de la estructura después del recocido se logran a un alto nivel. En particular, aplicando las condiciones de recocido anteriormente descritas, se suprime en gran medida el crecimiento de los granos de la ferrita. Esto es porque la ferrita esta dispersa de forma fina y uniforme antes del recocido, y como resultado, otra fase dura que está dispersa de forma fina y uniforme funciona como un sitio de nucleación preferente en la transformación de la austenita y suprime el crecimiento de los granos de la ferrita. Además, como un resultado de la otra fase dura la cual está dispersa de forma fina y uniforme que funciona como un sitio de nucleación preferente para la transformación de la austenita, la austenita después de la transformación esta dispersa de forma fina y uniforme desde el principio. Además, el crecimiento de los granos de la austenita después de la transformación se suprime significativamente por la ferrita finamente dispersa anteriormente descrita. Se contempla que debido a estos efectos sinérgicos se hace posible obtener una estructura fina y uniforme, y se puede lograr la microestructura anteriormente descrita.

(A) Etapa de laminado en caliente

Un lingote con la composición química anteriormente descrita se somete a laminado en caliente de pasadas múltiples en el cual el laminado en caliente se finaliza a una temperatura de al menos el punto Ar_3 , la chapa de acero obtenida se enfría a un intervalo de temperaturas de al menos $620^{\circ}C$ y como máximo $720^{\circ}C$ bajo una condición de enfriamiento en la cual el enfriamiento se inicia dentro de 0,4 segundos después de la finalización del laminado, y una velocidad promedio de enfriamiento es al menos $600^{\circ}C/s$, además un tiempo requerido para el enfriamiento desde la finalización del laminado en una pasada del laminado que está dos pasadas antes de la última pasada de laminado a $720^{\circ}C$ es como máximo 4 segundos, y la chapa de acero se mantiene en el intervalo de temperaturas durante al menos 1 segundo y como máximo 10 segundos, después de lo cual se enfría a un intervalo de temperaturas de al menos $300^{\circ}C$ y como máximo $610^{\circ}C$ a una velocidad promedio de enfriamiento de al menos $10^{\circ}C/s$ y como máximo $100^{\circ}C/s$, y se bobina para obtener una chapa de acero laminada en caliente.

Para obtener la microestructura anteriormente descrita después de aplicar el laminado en frío y el recocido que se describirán más adelante, es esencial controlar la microestructura de la chapa de acero laminada en caliente la cual será el material de partida del mismo, como se describe anteriormente.

Para el laminado se usa el laminado de pasadas múltiples. La reducción por laminado por una pasada es preferiblemente al menos el 15% y como máximo el 60%. Debido a que una mayor reducción por laminado por una pasada introduce una gran deformación en la austenita, el grano de la ferrita que se forma en la subsiguiente transformación se hace más fino, y por lo tanto la estructura de la chapa de acero laminada en caliente se hace más fina. Por esta razón, la reducción por laminado por una pasada es preferiblemente al menos el 20% para las tres pasadas desde la pasada de laminado, que está dos pasadas antes de la última pasada de laminado, a la última pasada del laminado. La reducción por laminado es más preferiblemente al menos el 22%, y particularmente

preferiblemente al menos el 30%. Por otro lado, desde la perspectiva de controlar de forma segura la carga de laminado, y la forma de la chapa, la reducción por laminado para una pasada es preferiblemente menos del 50%. Cuando se desea que particularmente se haga fácil el control de la forma de la chapa, la reducción por laminado por una pasada es preferiblemente como máximo el 45%.

- 5 Para hacer la microestructura de la chapa de acero laminada en caliente fina y uniforme, es necesario seleccionar la temperatura a la finalización del laminado de tal modo que la transformación de la austenita a ferrita ocurra después de la finalización del laminado. Para este propósito, la temperatura a la finalización del laminado es al menos el punto Ar_3 . Desde la perspectiva de evitar el aumento de la carga de laminado, esta temperatura es preferiblemente al menos 780°C. Desde la perspectiva del refinado de la estructura de la chapa de acero laminada en caliente, la temperatura de finalización del laminado es preferiblemente tan baja como sea posible dentro de un intervalo de temperaturas de al menos el punto Ar_3 o al menos 780°C. Esto es porque la menor temperatura de finalización del laminado permite que la deformación por trabajo la cual se introduce en la austenita por el laminado se acumule más eficientemente, promoviendo de ese modo el refinado de la microestructura de la chapa de acero laminada en caliente. Por otro lado, desde la perspectiva de la uniformización de la estructura de la chapa de acero laminada en caliente, la temperatura de finalización del laminado es preferiblemente al menos 850°C. Es más preferiblemente al menos 900°C. Esto es porque al aumentar de forma apropiada la temperatura de finalización del laminado se permite que la ferrita además de la otra fase dura se disperse de forma uniforme, mejorando adicionalmente de ese modo la capacidad para el conformado de la chapa de acero después del laminado en frío y del recocido. Se observa que desde la perspectiva de suprimir la liberación de la deformación por trabajo la cual se introduce en la austenita por el laminado, promocionando eficientemente de ese modo el refinado de la microestructura de la chapa de acero laminada en caliente, la temperatura de finalización del laminado es preferiblemente como máximo 980°C. Es más preferiblemente como máximo 930°C.

El enfriamiento después de la finalización del laminado se realiza de tal forma que la liberación de la deformación por trabajo la cual se introduce en la austenita mediante laminado se suprime durante el enfriamiento, y después del enfriamiento, la austenita se hace que se transforme en ferrita a una vez con la deformación por trabajo como fuerza motriz, produciendo de ese modo una estructura con granos finos de ferrita. Por esta razón, la chapa de acero se enfría a un intervalo de temperaturas de al menos 620°C y como máximo 720°C bajo una condición de enfriamiento en la cual el enfriamiento se inicia dentro de 0,4 segundos después de la finalización del laminado, y una velocidad promedio de enfriamiento es al menos 600°C/s, además un tiempo requerido para el enfriamiento desde la finalización del laminado en una pasada de laminado que está dos pasadas antes de la última pasada del laminado a 720°C es como máximo 4 segundos. El tiempo requerido para el enfriamiento desde la finalización del laminado en una pasada de laminado que está dos pasadas antes de la última pasada del laminado a 720°C es preferiblemente como máximo 3,5 segundos. La velocidad promedio de enfriamiento en ese momento es preferiblemente al menos 900°C/s, y más preferiblemente más de 1.000°C/s. Este enfriamiento se refiere como el enfriamiento primario en los Ejemplos.

Dicho enfriamiento rápido inmediatamente después del laminado en caliente se puede realizar mediante un aparato de enfriamiento por agua el cual se dispone justo después del último conjunto de laminado y puede inyectar un gran flujo de agua de enfriamiento con alta presión hacia la chapa de acero inmediatamente después del laminado.

El intervalo de temperaturas de al menos 620°C y como máximo 720°C es un intervalo de temperaturas en el cual se activa la transformación de la ferrita. Al enfriar la chapa de acero con la deformación por trabajo, la cual se introduce en la austenita, que se suprime al ser liberada por la aplicación de la condición de enfriamiento anteriormente descrita, y por el mantenimiento de la chapa de acero en este intervalo de temperaturas, es posible causar la transformación de la ferrita de una vez con la deformación por trabajo de la de la austenita como fuerza motriz. Como un resultado de esto, debido a que la ferrita precipita no sólo en los límites del grano de la austenita sino también en los granos de modo que la nucleación de la transformación de la ferrita ocurre a una alta densidad, es posible formar una estructura en la cual los granos finos de ferrita se dispersan de manera uniforme. Por esta razón, la chapa de acero la cual ha sido enfriada a un intervalo de temperaturas de al menos 620°C y como máximo 720°C bajo la condición anteriormente descrita se mantiene en este intervalo de temperaturas durante al menos 1 segundo. Por otro lado, cuando el tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperaturas anteriormente descrito es más de 10 segundos, se puede promover el crecimiento del grano de la ferrita. Por lo tanto, el tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperaturas anteriormente descrito es como máximo 10 segundos. Debido a que este mantenimiento a temperatura se realiza durante un tiempo de mantenimiento corte, esto también se puede lograr mediante la adopción de un enfriamiento por aire para realizar el enfriamiento. Es decir, no importa si la temperatura de la chapa de acero disminuye gradualmente siempre que se pueda mantener durante al menos un segundo en el intervalo de temperaturas anteriormente descrito.

Después del mantenimiento a temperatura anteriormente descrito, la chapa de acero se enfría a un intervalo de temperaturas de al menos 300°C y como máximo 610°C a una velocidad promedio de enfriamiento de al menos 10°C/s y como máximo 100°C/s, y se bobina. Este enfriamiento se refiere como enfriamiento secundario en los Ejemplos. Al realizar dicho enfriamiento y bobinado seguido del laminado, enfriamiento y mantenimiento a temperatura anteriormente descritos es posible obtener una microestructura de chapa de acero laminada en caliente con ferrita pro-eutectoide fina y bainita o ferrita bainítica, las cuales están dispersas de forma fina y uniforme. Como

un resultado de esto, se hace posible lograr la microestructura anteriormente descrita después del laminado en frío y del recocido.

- 5 Cuando la velocidad promedio de enfriamiento anteriormente descrita es menos de 10°C/s, puede precipitar la perlita gruesa a lo largo de la segregación para producir una estructura en forma de banda, y causar el engrosamiento de los carburos de hierro. Cuando se produce la estructura en forma de banda, tiene lugar una región en la cual es probable que proceda el engrosamiento de la ferrita en la etapa del recocido después del laminado en frío, y esto hace imposible lograr el refinado de la ferrita y la uniformización de la estructura después de recocido. Cuando se engrosa el óxido de hierro, se hace difícil suprimir el crecimiento del grano de la ferrita en la etapa de recocido después del laminado en frío, y de ese modo se hace imposible lograr el refinado de la ferrita. Por lo tanto, 10 la velocidad promedio de enfriamiento anteriormente descrita es al menos 10°C/s. Es preferiblemente al menos 15°C/s, y más preferiblemente al menos 20°C/s. Por otro lado, cuando la velocidad promedio de enfriamiento anteriormente descrita es más de 100°C/s, se puede deteriorar la planitud de la chapa de acero. Por lo tanto, la velocidad promedio de enfriamiento anteriormente descrita es como máximo 100°C/s o menos. Es preferiblemente como máximo 80°C/s.
- 15 Cuando la temperatura de bobinado es menos de 300°C, el endurecimiento de la chapa de acero laminada en caliente se hace significativo, deteriorando su capacidad de laminado en frío. Por lo tanto, la temperatura de bobinado es al menos 300°C. Es preferiblemente al menos 350°C. Por otro lado, cuando la temperatura de bobinado es más de 610°C, ocurre el problema similar a uno que se presenta cuando la velocidad promedio de enfriamiento es menos de a 10°C/s. Por lo tanto, la temperatura de bobinado es como máximo 610°C. Es preferiblemente como máximo 500°C. 20

Un lingote para ser sometida a un laminado en caliente se hace mediante fundido de acero con la composición química anteriormente descrita, y después de lo cual se conforma en un lingote por colada continua o colada y laminado en palanquilla. Desde la perspectiva de la productividad, se usa preferiblemente la colada continua. Además, cuando se usa la colada continua, es preferible realizar la fluidización del acero fundido mediante un campo magnético externo o agitación mecánica en el molde para mejorar la resistencia al agrietamiento mediante control de las inclusiones. El lingote así obtenido se puede someter directamente a un laminado en caliente, o someter a un laminado en caliente después de realizar el mantenimiento térmico o recalentamiento. 25

La temperatura del lingote a la cual se somete el lingote a laminado en caliente es preferiblemente menos de 1.280°C para prevenir el engrosamiento de la austenita. Es más preferiblemente como máximo 1.250°C, y particularmente preferiblemente como máximo 1.200°C. No hay necesidad de establecer un límite inferior para la temperatura del lingote a la cual se somete el lingote a laminado en caliente, será suficiente si se puede finalizar el laminado a una temperatura de al menos el punto Ar₃ tal como se describió anteriormente. 30

El laminado en caliente consiste típicamente en un laminado en caliente grueso y un laminado en caliente de acabado, en los cuales el lingote de acero anteriormente descrita se conforma en una barra gruesa mediante el laminado en caliente grueso, y la barra gruesa obtenida generalmente se conforma en una chapa de acero laminada en caliente mediante el laminado en caliente de acabado. En este caso, es preferible recalentar la barra gruesa obtenida mediante el laminado en caliente grueso a 1.000°C o más antes de someterla al laminado en caliente de acabado. Es más preferible recalentarla a 1.050°C o más. 35

El calentamiento de la barra gruesa se puede realizar, por ejemplo, instalando un aparato de calentamiento frente a los conjuntos de laminado en caliente de acabado, y a través del calentamiento por inducción o del calentamiento eléctrico, o del calentamiento mediante el uso de un calentador de gas o de un calentador de infrarrojos como la fuente de calor. Al realizar dicho calentamiento de la barra gruesa, hace que sea posible eliminar efectivamente la incrustación secundaria al someter posteriormente la misma a desincrustado con agua a alta presión, y suprimir la fluctuación del enfriamiento causado por la incrustación y la ocurrencia de defectos superficiales. La temperatura de recalentamiento del lingote anteriormente descrita es preferiblemente al menos 1.050°C. 40 45

(B) Etapa de laminado en frío

La chapa de acero laminada en caliente obtenida mediante la etapa de laminado en caliente anteriormente descrita se somete a laminado en frío de una reducción de al menos el 40% y como máximo el 70% para ser conformada en una chapa de acero laminada en frío.

50 La chapa de acero laminada en caliente se somete a laminado en frío después de ser descascarillada mediante decapado ácido, etc., según un procedimiento convencional. Para promover la recristalización en la posterior etapa de recocido, y refinar y uniformizar la microestructura fina y uniforme después del recocido mediante laminado en frío, la reducción por laminado del laminado en frío es al menos el 40%. Por otro lado, cuando la reducción por laminado es demasiado alta, aumenta la carga de laminado haciendo dificultoso el laminado, y por lo tanto la reducción por laminado del laminado en frío es al menos el 70%. Es preferiblemente el 60%. La chapa de acero después del laminado en frío se desengrasa si es necesario para ser sometida a un recocido. 55

(C) Etapa de recocido

5 El recocido se realiza sometiendo la chapa de acero laminada en frío obtenida mediante la etapa de laminado en frío anteriormente descrita a un tratamiento térmico en el cual la chapa de acero se mantiene en un intervalo de temperaturas de al menos (punto $A_{c_3} - 30^{\circ}\text{C}$) y como máximo (punto $A_{c_3} + 100^{\circ}\text{C}$) durante al menos 10 segundos y como máximo 300 segundos, y luego se enfría a una velocidad promedio de enfriamiento de al menos 15°C/s en un intervalo de temperaturas de al menos 500°C y como máximo 650°C , después de lo cual se mantiene en un intervalo de temperaturas de al menos 300°C y como máximo 500°C durante al menos 30 segundos y como máximo 3.000 segundos.

Al someter la chapa de acero laminada en caliente anteriormente descrita a un recocido bajo las condiciones anteriormente descritas, es posible lograr una microestructura deseada.

10 En el recocido, la chapa de acero laminada en caliente se mantiene primero en un intervalo de temperaturas de al menos (punto $A_{c_3} - 30^{\circ}\text{C}$) y como máximo (punto $A_{c_3} + 100^{\circ}\text{C}$) durante al menos 10 segundos y como máximo 300 segundos. En los Ejemplos, este mantenimiento a temperatura se refiere como mantenimiento térmico. Cuando esta temperatura de mantenimiento (temperatura de mantenimiento térmico en los Ejemplos) es menos de (punto $A_{c_3} - 30^{\circ}\text{C}$), puede haber un caso en el cual el grado de la austenización se hace insuficiente, y no se puede lograr una microestructura deseada después del recocido. Por lo tanto, la temperatura de mantenimiento es al menos (punto $A_{c_3} - 30^{\circ}\text{C}$). Es preferiblemente más de (punto $A_{c_3} - 20^{\circ}\text{C}$), más preferiblemente más de (punto $A_{c_3} - 10^{\circ}\text{C}$), y particularmente preferiblemente más de (punto $A_{c_3} + 20^{\circ}\text{C}$).

20 El calentamiento a un intervalo de temperaturas de al menos (punto $A_{c_3} - 30^{\circ}\text{C}$) y como máximo (punto $A_{c_3} + 100^{\circ}\text{C}$) se realiza preferiblemente a una velocidad de calentamiento de menos de 20°C/s en el intervalo de temperaturas de al menos 500°C desde la perspectiva de la estabilidad del control de la estructura.

Cuando el tiempo de mantenimiento (tiempo de mantenimiento térmico en los Ejemplos) en el intervalo de temperaturas anteriormente descrito es menos de 10 segundos, puede haber un caso en el cual se hace difícil el control uniforme de la estructura, y no se puede no lograr una microestructura deseada. Por lo tanto, el tiempo de mantenimiento es al menos 10 segundos. Es preferiblemente al menos 60 segundos.

25 Por otro lado, cuando la temperatura de mantenimiento anteriormente descrita es más de (punto $A_{c_3} + 100^{\circ}\text{C}$), o el tiempo de mantenimiento anteriormente descrito es más de 300 segundos, puede haber un caso en el cual la supresión del crecimiento del grano de la austenita se hace difícil incluso si se aplican la etapa de laminado en caliente y la etapa de laminado en frío anteriormente descritas, y no puede lograr una microestructura deseada después del recocido. Por lo tanto, la temperatura de mantenimiento anteriormente descrita es como máximo (punto $A_{c_3} + 100^{\circ}\text{C}$), y el tiempo de mantenimiento anteriormente descrito es como máximo 300 segundos. La temperatura de mantenimiento anteriormente descrita es preferiblemente como máximo (punto $A_{c_3} + 50^{\circ}\text{C}$), y más preferiblemente como máximo (punto $A_{c_3} + 30^{\circ}\text{C}$). Además, es preferiblemente como máximo 950°C . El tiempo de mantenimiento anteriormente descrito es preferiblemente menos de 200 segundos.

35 Cuando se centra en mejorar la ductilidad aumentando la fracción volumétrica de la ferrita, es preferible que la temperatura se mantenga en un intervalo de temperaturas de al menos (punto $A_{c_3} - 30^{\circ}\text{C}$) y como máximo (punto $A_{c_3} + 100^{\circ}\text{C}$) durante al menos 10 segundos y como máximo 300 segundos, y después de lo cual se enfría en al menos 50°C a una velocidad de enfriamiento de menos de 10°C/s . Este enfriamiento se refiere como enfriamiento lento en los Ejemplos. La velocidad de enfriamiento en este caso es preferiblemente menos de $5,0^{\circ}\text{C/s}$, más preferiblemente menos de $3,0^{\circ}\text{C/s}$, y particularmente preferiblemente menos de $2,0^{\circ}\text{C/s}$. Para aumentar aún más la fracción volumétrica de la ferrita, una temperatura de enfriamiento en este caso es preferiblemente al menos 80°C , y más preferiblemente al menos 100°C . Por otro lado, para obtener una estructura deseada, debido a que es preferible suprimir la fracción volumétrica de la ferrita en algún grado, la temperatura de enfriamiento es preferiblemente como máximo 200°C . Es más preferiblemente como máximo 160°C .

45 Después, se crea precisamente una microestructura deseada enfriando la temperatura en un intervalo de temperaturas de al menos 500°C y como máximo 650°C a una velocidad promedio de enfriamiento de al menos 15°C/s , y manteniéndola en un intervalo de temperaturas de al menos 300°C y como máximo 500°C durante al menos 30 segundos y como máximo 3.000 segundos. Cuando la velocidad promedio de enfriamiento anteriormente descrita es menos de 15°C/s , puede haber un caso en el cual la ferrita se produce excesivamente, y no se puede obtener una estructura deseada después del recocido. Por lo tanto, la velocidad promedio de enfriamiento anteriormente descrita es al menos 15°C/s . Es preferiblemente al menos 30°C/s , y más preferiblemente al menos 40°C/s . Desde la perspectiva del control de la estructura, no hay necesidad de especificar un límite superior de la velocidad promedio de enfriamiento anteriormente descrita. Sin embargo, cuando la velocidad promedio de enfriamiento anteriormente descrita es extremadamente alta, puede haber un caso en el cual tiene lugar una irregularidad en el enfriamiento y se deteriora la forma de la chapa. Por lo tanto, la velocidad promedio de enfriamiento anteriormente descrita es preferiblemente como máximo 150°C/s . Es más preferiblemente menos de 130°C/s .

Este enfriamiento se refiere como enfriamiento rápido en los Ejemplos. Todo es correcto si el enfriamiento en el intervalo de temperaturas de al menos 500°C y como máximo 650°C es este enfriamiento rápido. Por lo tanto, la

temperatura de inicio del enfriamiento rápido puede ser al menos 650°C, la temperatura de parada del enfriamiento rápido puede ser como máximo 500°C, y al menos 300°C.

La razón por la que la temperatura se mantiene en un intervalo de temperaturas de al menos 300°C y como máximo 500°C durante al menos 30 segundos es para producir una cantidad predeterminada de austenita retenida, y cuando la temperatura de mantenimiento en este caso es más de 500°C, se hace difícil obtener la estructura deseada. El intervalo de temperaturas anteriormente descrito es preferiblemente un intervalo de temperaturas de al menos 330°C y como máximo 450°C, y más preferiblemente un intervalo de temperaturas de al menos 350°C y como máximo 430°C. Además, el tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperaturas anteriormente descrito es preferiblemente al menos 200 segundos. Un límite superior para el tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperaturas anteriormente descrito es como máximo 3.000 segundos desde la perspectiva de la productividad.

El enfriamiento a temperatura ambiente después de que la temperatura se mantiene en un intervalo de temperaturas de al menos 300°C y como máximo 500°C durante al menos 30 segundos y como máximo 3.000 segundos se realiza preferiblemente de tal modo que la temperatura se enfría a una velocidad de enfriamiento de al menos 2°C/s y menos de 30°C/s a través de un intervalo de temperaturas de al menos 170°C y como máximo 300°C para mejorar el equilibrio entre la propiedad de alta absorción de impacto y la resistencia al agrietamiento. Esta velocidad de enfriamiento es preferiblemente al menos 5°C/s y como máximo 20°C/s.

Cuando se produce una chapa de acero recubierta con metal, se puede realizar la electrodeposición o el recubrimiento metálico por inmersión en baño caliente según un procedimiento convencional sobre la chapa de acero laminada en frío, la cual se produce mediante el método descrito anteriormente, y no son limitantes el método de recubrimiento metálico, la composición química del revestimiento metálico, y con y sin tratamiento de aleación después del recubrimiento metálico. En el caso del recubrimiento metálico por inmersión en baño caliente, la chapa de acero se puede someter a un recubrimiento metálico por inmersión en baño caliente en una línea de producción del mismo, posteriormente después de ser mantenida en un intervalo de temperaturas de al menos 300°C y como máximo 500°C durante al menos 30 segundos y como máximo 3.000 segundos en la etapa de recocido por el tratamiento térmico anteriormente descrito. El ejemplo del tipo de recubrimiento metálico es como se describió anteriormente.

La chapa de acero laminada en frío y la chapa de acero con recubrimiento metálico así obtenidas se pueden someter a laminado de templado según un procedimiento convencional. La relación del alargamiento del laminado de templado es preferible como máximo el 1,0% desde la perspectiva de asegurar una excelente ductilidad. Es más preferiblemente como máximo el 0,5%.

Ejemplos

Se llevaron a cabo experimentos usando lingotes (espesor: 30 mm, ancho: 160 a 250 mm, y longitud: 70 a 90 mm) con las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1. Cada uno de los lingotes se obtuvo por fusión al vacío y colada de 180 kg de acero fundido, después calentamiento de la muestra de colada obtenida a una temperatura de horno de 1.250°C, y forjado en caliente de la misma a una temperatura de al menos 950°C.

Cada lingote se sometió a recalentamiento a 1.200°C durante 1 hora, después de lo cual se somete a laminado en caliente en bruto de 4 pasadas, y además a un laminado en caliente de acabado de tres pasadas para obtener una chapa de acero laminada en caliente con un espesor de chapa de 3 mm usando una máquina de prueba de laminado en caliente. Las condiciones del laminado en caliente se muestran en la Tabla 2. En la Tabla 2, enfriamiento primario significa el enfriamiento inmediatamente después de la finalización del laminado en caliente, enfriamiento por aire significa el enfriamiento lento realizado después de la finalización del enfriamiento primario, y enfriamiento secundario significa el enfriamiento a una temperatura de bobinado después del enfriamiento por aire, respectivamente. Cada uno de enfriamiento primario y de enfriamiento secundario era enfriamiento por agua.

La chapa de acero laminada en caliente obtenida se sometió a laminado en frío a un espesor de chapa de 1,6 mm (reducción por laminado: 47%), y después de lo cual a tratamiento térmico para su recocido bajo las condiciones que se muestran en la Tabla 3 usando un simulador de recocido en continuo. En la Tabla 3, temperatura de mantenimiento térmico significa una temperatura de tratamiento térmico para el recocido, tiempo de mantenimiento a temperatura significa un tiempo de mantenimiento a la temperatura de calentamiento, velocidad de enfriamiento lenta significa una velocidad de enfriamiento durante el enfriamiento gradual realizado después del mantenimiento térmico, enfriamiento rápido significa el enfriamiento después del enfriamiento lento, y tiempo de mantenimiento significa un tiempo de mantenimiento a una temperatura de parada del enfriamiento rápido, respectivamente. El enfriamiento lento se realizó por enfriamiento con aire, y el enfriamiento rápido se realizó por enfriamiento con agua. El mantenimiento después de detener el enfriamiento rápido se realizó mediante un calentador de infrarrojos asociado con un aparato.

En cada una de las siguientes tablas, los números o símbolos subrayados indican que están fuera del intervalo especificado en la presente invención.

[Tabla 1]

Tipo acero	Composiciones Químicas (Valores sin unidades son en% en masa, y el resto son Fe e impurezas)											Punto Ac ₃ (°C)	Punto Ar ₃ (°C)	Categoría
	C	Si	Mn	Cr	P	S	Al	N	Otros	Si+Al				
A	0,15	1,3	2,2	0,25	0,008	0,001	0,03	0,0032	Ti: 0,01, Ca: 9 ppm, Mg: 9 ppm	1,33	880	756	Invencción	
B	0,15	1,3	2,2	0,25	0,012	0,001	0,03	0,0035	Ti: 0,01, Mo: 0,2	1,33	856	757	Invencción	
C	0,18	1,25	2,0	0,25	0,01	0,001	0,05	0,0033	Nb: 0,010	1,3	870	765	Invencción	
D	0,18	1,5	2,48	-	0,008	0,001	0,5	0,0031	Nb: 0,005, REM: 6 ppm	2	924	775	Invencción	
E	0,16	1,3	2,49	-	0,008	0,001	0,046	0,0032	Nb: 0,012	1,346	849	757	Invencción	
F	0,149	0,53	2,04	0,25	0,002	0,0023	0,033	0,0035	Ti: 0,01, V: 0,02, Ca: 20 ppm	0,563	809	742	Invencción	
G	0,15	1,25	2,5	-	0,01	0,001	0,15	0,003		1,4	861	751	Invencción	
H	0,025	1,01	2,46	0,26	0,003	0,002	0,2	0,0027		1,21	914	775	Comparativo	
I	0,14	0,1	1,99	0,2	0,001	0,0029	0,028	0,0031		0,128	825	750	Comparativo	
J	0,10	1,0	2,2	0,16	0,001	0,001	0,033	0,0042	Mo: 0,12, B: 8 ppm, Bi: 0,009	1,033	839	750	Invencción	

[Tabla 2]

Número de prueba de laminado en caliente	Tipo Acero	Temp calentamiento de lingote (°C)	Reducción por laminado en última pasada (%)	Temp finalización laminado (°C)	Tiempo de finalización de laminado a inicio de enfriamiento primario (s)	Velocidad enfriamiento primario (°C/s)	T (s)	Temp finalización enfriamiento (°C)	Tiempo enfriamiento por aire (s)	Velocidad enfriamiento secundario (°C/s)	Temp bobina (°C)	Categoría
1	A	1.250	20	900	2	<u>100</u>	<u>4,8</u>	660	6,5	20	600	Comparativo
2	A	1.250	42	900	0,05	>1.000	3,0	660	6,5	75	500	Invencción
3	B	1.250	42	900	0,05	>1.000	3,0	660	6,0	70	400	Invencción
4	C	1.200	22	830	0,03	>1.000	1,5	710	7,0	70	600	Invencción
5	D	1.250	30	900	0,04	>1.000	1,6	640	5,5	30	600	Invencción
6	D	1.250	33	900	0,04	>1.000	1,6	650	6,0	70	500	Invencción
7	E	1.250	42	890	0,05	>1.000	3,0	670	7,0	70	500	Invencción
8	F	1.250	33	910	0,05	>1.000	3,0	660	6,5	70	500	Invencción
9	G	1.250	40	880	0,05	>1.000	2,8	660	7,0	70	500	Invencción
10	H	1.200	18	<u>830</u>	0,035	<u>100</u>	2,3	670	7,8	35	<u>RT</u>	Comparativo
11	I	1.250	30	<u>780</u>	0,03	>1.000	1,4	<u>750</u>	5,0	60	<u>RT</u>	Comparativo
12	J	1.250	42	900	0,02	>1.000	1,6	670	6,5	70	500	Invencción

[Tabla 3]

Número prueba laminado en frío	Número prueba laminado en caliente	Tipo Acero	Temp tratamiento térmico (°C)	Tiempo tratamiento térmico (s)	Velocidad enfriamiento lento (°C/s)	Temp inicio enfriamiento rápido (°C)	Velocidad enfriamiento rápido (°C/s)	Temp finalización enfriamiento rápido (°C)	Tiempo de mantenimiento (s)	Categoría
<u>1</u>	<u>1</u>	A	850	95	2	680	50	350	300	Comparativo
2	2	A	850	100	5	780	50	400	300	Invencción
3	2	A	<u>760</u>	120	2	680	50	<u>530</u>	3.000	Comparativo
4	3	B	850	90	2	700	50	400	300	Invencción ¹⁰
5	4	C	880	90	2	790	40	375	330	Invencción
6	5	D	950	90	2	700	50	400	300	Invencción
7	6	D	<u>850</u>	90	2	700	50	400	<u>20</u>	Comparativo
8	7	E	860	100	2	780	40	400	330	Invencción
9	8	F	850	100	2	790	50	400	300	Invencción
10	9	G	850	90	5	740	40	350	300	Invencción
11	<u>10</u>	H	<u>780</u>	90	5	680	50	350	200	Comparativo
12	<u>11</u>	I	<u>780</u>	120	2	700	50	400	330	Comparativo
13	12	J	850	90	2	700	50	400	300	Invencción

Cada chapa de acero laminada en frío así obtenida se sometió a las siguientes investigaciones.

- Prueba de tracción

5 La prueba de tracción se llevó a cabo mediante análisis de una muestra de prueba de tracción JIS 5 para determinar el límite de elasticidad (YS, por sus siglas en inglés: tensión de prueba del 0,2%), resistencia a la tracción (TS, por sus siglas en inglés), y alargamiento uniforme (u-El, por sus siglas en inglés). Además, en esta prueba de tracción, se tomó la curva de tensión verdadera – deformación verdadera para determinar la tensión de flujo efectiva al 5% (tensión de flujo al 5% en la Tabla 5) a partir de la tensión de flujo a una deformación verdadera del 5%.

- Prueba de expansión del orificio

10 La prueba de expansión del orificio se llevó a cabo según la norma de la Federación de Hierro y Acero de Japón JFS T 1001-1996 para determinar las relaciones de expansión del orificio (HER, por sus siglas en inglés).

- Fracción de área de la martensita

15 Una sección de chapa de acero en paralelo a la dirección del laminado de la misma se pulió a grado espejo, y después de lo cual se eliminó la deformación mediante desbastado electrolítico, a fin de que se llevara a cabo un análisis EBSD (por sus siglas en inglés) a una profundidad de un 1/4 del espesor de la chapa para determinar la fracción de área de la martensita a partir de un mapa de diferencias de orientación de las caras de los límites de grano y de un mapa de calidad de imágenes. Debido a que la martensita tiene una relativamente alta densidad de dislocación interna, y de ese modo exhibe valores claramente inferiores a los de otras partes en la calidad de imagen del EBSD (por sus siglas en inglés), son fáciles su separación y determinación.

- Fracción de área de la austenita retenida

20 La porción a una profundidad de un 1/4 del espesor de chapa de una sección de chapa de acero en paralelo con la dirección del laminado se expuso mediante desbastado mecánico y pulido químico de 100 µm, y la fracción de área de la austenita retenida se determinó midiendo las intensidades de difracción de los planos $\gamma(111)$, (200), (220) con un aparato de difracción de rayos X.

- Fracción de área de la ferrita y diámetro promedio de grano

25 Una sección de chapa de acero en paralelo con la dirección del laminado se pulió a grado espejo y después de lo cual se sometió a un decapado Nital para ser observada con un microscopio electrónico de barrido, para que se determinaran la fracción de área y el diámetro promedio de grano de la ferrita mediante un método de interceptación a partir de imágenes electrónicas secundarias con aumentos de 1.000 y 2.000.

- Fracción de área de la bainita

30 La fracción de área de la bainita se calculó restando las fracciones de área de la martensita, de la austenita retenida y de la ferrita, las cuales se midieron mediante los métodos descritos anteriormente, a partir de la estructura total (100%).

- Nano dureza promedio

35 La nano dureza de la bainita y de la martensita se determinó mediante un método de nanoindentación. Una porción a una profundidad de un 1/4 del espesor del lingote en una sección transversal de chapa de acero en paralelo con la dirección del laminado se pulió con papel de esmeril, y después de lo cual se pulió de forma mecánico-química con sílice coloidal, y además se eliminó la capa afectada mediante pulido electrolítico para ser sometida a estudio. El método de nanoindentación se llevó a cabo usando un indentador de tipo Berkovich a una carga de indentación de 500 µN. El aparato de prueba usado fue un Triboscope fabricado por Hysitron, y el tamaño de la indentación en ese momento no era mayor de 0,1 µm de diámetro. La nano dureza se midió en 20 puntos seleccionados aleatoriamente para cada fase de bainita y martensita para determinar la nano dureza de cada una de ellas. La nano dureza promedio de la bainita y de la martensita se determinó para antes y después de la deformación del 10% por tracción mediante el método anteriormente descrito.

- Prueba de aplastamiento axial

45 Cada chapa de acero se usó para producir un elemento tubular rectangular mediante doblando y soldadura, y se llevó a cabo la prueba de aplastamiento en la cual la velocidad de colisión en la dirección axial era de 64 km/h para evaluar el rendimiento de la absorción de la colisión. La sección del elemento tubular rectangular perpendicular a la dirección axial era una forma octogonal, la longitud en la dirección axial del elemento tubular rectangular era 200 mm, y la dirección axial del mismo era perpendicular a la dirección del laminado.

50 Se investigaron una carga promedio de aplastamiento y una relación estable de plegado para un caso en el cual el factor de forma de la sección (Wp/t), el cual estaba definido por el uso de la longitud (Wp) de un lado del octógono

regular (la longitud de una porción recta excluyendo la parte curva de las porciones de las esquinas) del elemento tubular rectangular y el espesor de chapa (t) de la chapa de acero, era 20 y 16.

5 La prueba de aplastamiento axial se llevó a cabo de tal modo que un peso de impacto hecho de acero y con un peso de 230 kg se deja caer libremente desde arriba hacia cada elemento tubular rectangular que estaba fijo en una posición de pie para colisionar con el elemento a una velocidad de 64 km/h causando que la muestra de prueba se plegase en la dirección axial. La evaluación de la prueba se realizó en base a la carga en el momento del aplastamiento axial (carga de aplastamiento) y por la presencia o ausencia de agrietamiento. La prueba del aplastamiento axial se llevó a cabo sobre 3 a 10 muestras de prueba para cada chapa de acero para determinar una carga promedio de aplastamiento. La relación de plegado estable es la proporción del número de muestras de prueba en las cuales no ocurría el agrietamiento mediante la prueba del aplastamiento axial con respecto al número total de muestras de prueba.

15 En general, a medida que disminuye el factor de forma de la sección (W_p/t), mejora la absorción de la energía de impacto. Sin embargo, a medida que disminuye el factor de forma de la sección (W_p/t), aumenta la cantidad del trabajo de deformación plástica por cantidad de deformación unitaria. Por esta razón, es más probable que ocurra el agrietamiento en el curso del aplastamiento, y puede haber un caso en el cual en consecuencia no se puede aumentar la cantidad de trabajo de deformación plástica, y por lo tanto no se pueda mejorar la energía de absorción del impacto.

20 Bajo las actuales condiciones de la prueba de aplastamiento, cuando $W_p/t = 20$, la carga promedio de aplastamiento es preferiblemente al menos el 0,30 kN/mm², y la relación de plegado estable es preferiblemente al menos el 80%. Además, cuando $W_p/t = 16$, la carga promedio de aplastamiento es preferiblemente al menos el 0,35 kN/mm², y la relación de plegado estable es preferiblemente al menos el 30%.

La Tabla 4 muestra los datos que relacionan las microestructuras y la nano dureza, y la Tabla 5 muestra los datos que se relacionan con las propiedades mecánicas.

[Tabla 4]

Número prueba laminado en frío	Fracción Martensita (%)	Cantidad y retenida (%)	Fracción Bainita (%)	Fracción Ferrita (%)	Diámetro grano Ferrita (µm)	H _{M0} /H _{B0}	(H _{M10} /H _{M0})/(H _{B10} /H _{B0})	Categoría
1	13,7	4,3	12	70	6,5	2,8	0,5	Comparativo
2	23,0	9,7	62,3	5	2,2	1,4	1,03	Invencción
3	0,0	0,0	48,0	52	5,8	-	-	Comparativo
4	20,0	10,8	51,2	18	2,1	1,4	1,08	Invencción
5	13,0	9,3	66,8	10,9	1,1	1,1	1,14	Invencción
6	20,0	12,5	55,0	12,5	4,1	1,4	1,2	Invencción
7	65,0	6,0	6,0	23	4,2	2,0	0,86	Comparativo
8	14,1	12,1	71,8	2	2,8	1,32	1,05	Invencción
9	5,1	3,0	86,9	5	2,2	1,55	1,03	Invencción
10	10,0	12,9	66,0	11,1	2,5	1,3	1,28	Invencción
11	20,0	0,3	6,7	73	3,0	1,0	1,2	Comparativo
12	5,0	0,0	36,8	58,2	5,3	2,5	0,71	Comparativo
13	5	7,0	88,0	5,0	4,2	1,4	1,1	Invencción

[Tabla 5]

Número prueba laminado en frío	YS (MPa)	TS (MPa)	Tensión de flujo 5% (MPa)	u-EI (%)	HER (%)	u-EI x HER (% ²)	Carga promedio de aplastamiento (kN/mm ²)		Relación de plegado estable (%)		Categoría
							Wp/t=20	Wp/t=16	Wp/t=20	Wp/t=16	
1	500	1.013	<u>550</u>	11,7	35	410	0,25	-	66	-	Comparativo
2	766	1.036	1.056	11,5	53	606	0,35	-	100	-	Invencción
3	570	830	<u>845</u>	11,0	40	440	0,30	0,34	100	68	Comparativo
4	736	1.129	1.147	9,7	45	436	0,37	-	100	-	Invencción
5	803	1.086	1.074	8,0	59	469	-	0,38	-	100	Invencción
6	663	1.085	922	8,5	43	366	0,34	0,38	100	66	Invencción
7	640	1.200	1.148	10,0	17	<u>170</u>	0,34	-	25	-	Comparativo
8	802	1.053	1.008	10,5	50	527	0,35	-	90	-	Invencción
9	787	927	913	7,7	85	655	0,34	-	100	-	Invencción
10	632	986	990	6,4	70	448	0,35	-	80	-	Invencción
11	364	560	<u>530</u>	14,0	115	1.610	0,25	-	100	-	Comparativo
12	422	727	<u>716</u>	12,5	50	625	0,28	-	100	-	Comparativo
13	670	1.090	1.073	8,0	54	432	-	0,42	-	33	Invencción

ES 2 684 342 T3

- 5 Como se muestra en la Tabla 5, la chapa de acero según la presente invención mostraba productos del alargamiento uniforme y relación de expansión del orificio ($u-EI \times HER$) que eran al menos $300\%^2$, y la tensión de flujo efectiva al 5% era al menos 900 MPa. Por consiguiente, un elemento tubular rectangular el cual usa una chapa de acero según la presente invención mostraba que las cargas promedio por aplastamiento axial a un factor de forma de sección de $Wp/t = 20$ eran tan altas como al menos el $0,34 \text{ kN/mm}^2$. Además, las relaciones de plegado estable a un factor de forma de sección de $Wp/t = 20$ eran al menos el 80%, y las relaciones de plegado estable a un factor de forma de sección de $Wp/t = 16$ eran al menos el 30%, mostrando una alta resistencia al agrietamiento debido al aplastamiento axial.
- 10 Como se puede ver a partir de ejemplos comparativos, cuando de uno cualquiera de los valores de la tensión de flujo al 5% y $u-EI \times HER$ no satisfacía las condiciones definidas en la presente invención, la carga promedio de aplastamiento o la relación de plegado estable era baja.

REIVINDICACIONES

1.- Un elemento de absorción de impactos que tiene una parte de absorción de impactos que absorbe energía de impacto al ser aplastada y plegada axialmente, en donde la parte de absorción de impactos está fabricada de una chapa de acero que comprende:

- 5 una composición química que consiste en, % en masa, C: al menos el 0,08% y como máximo el 0,30%, Mn: al menos el 1,5% y como máximo el 3,5%, Si + Al: al menos el 0,50% y como máximo el 3,0%, P: como máximo el 0,10%, S: como máximo el 0,010%, N: como máximo el 0,010%, Cr: de 0 a como máximo el 0,5%, Mo: de 0 a como máximo el 0,5%, B: 0 a como máximo el 0,01%, Ti: de 0 a como máximo el 0,04%, Nb: de 0 a como máximo el 0,030%, V: de 0 a como máximo el 0,5%, Ca: de 0 a como máximo el 0,010%, Mg: de 0 a como máximo el 0,010%, REM: de 0 a como máximo el 0,050%, y Bi: de 0 a como máximo el 0,050%, siendo el resto Fe e impurezas;

10 una microestructura que contiene, en % de área, bainita: más del 50%, martensita: al menos 3% y como máximo el 30%, y austenita retenida: al menos el 3% y como máximo el 15%, consistiendo el resto en ferrita con un diámetro promedio de grano de menos de 5 μm ; y

- 15 propiedades mecánicas en las que el producto del alargamiento uniforme y la relación de expansión del orificio es al menos $300\%^2$, y una la tensión de flujo efectiva cuando se aplica una deformación verdadera del 5% es al menos 900 MPa.

2.- El elemento de absorción de impactos establecido en la reivindicación 1, en donde la microestructura satisface las siguientes fórmulas (1) y (2):

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

$$20 \quad 0,9 \leq \{(H_{M10}/H_{M0}) / (H_{B10}/H_{B0})\} \leq 1,3 \quad (2)$$

donde,

H_{M0} : nano dureza promedio inicial de la martensita,

H_{B0} : nano dureza promedio inicial de la bainita,

H_{M10} : nano dureza promedio de la martensita después de una deformación por tracción del 10%,

- 25 H_{B10} : nano dureza promedio de la bainita después de una deformación por tracción del 10%,

3.- El elemento de absorción de impactos establecido en la reivindicación 1 ó 2, en donde

la composición química contiene uno o más seleccionado de Cr: al menos el 0,1% y como máximo el 0,5%, Mo: al menos el 0,1% y como máximo el 0,5%, y B: al menos el 0,0010% y como máximo el 0,010%.

4.- El elemento de absorción de impactos establecido en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en donde

- 30 la composición química contiene uno o más seleccionado de Ti: al menos el 0,01% y menos del 0,04%, Nb: al menos el 0,005% y menos del 0,030%, y V: al menos el 0,010% y menos del 0,5%

5.- El elemento de absorción de impactos establecido en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en donde

- 35 la composición química contiene uno o más seleccionado de Ca: al menos el 0,0008% y al menos el 0,010%, Mg: al menos el 0,0008% y como máximo el 0,010%, REM: al menos el 0,0008% y como máximo el 0,050%, y Bi: al menos el 0,0010% y como máximo el 0,050%.

6.- Un método para fabricar un elemento de absorción de impactos con una parte de absorción de impactos que absorbe energía de impacto al ser aplastada y plegada axialmente, que comprende las siguientes etapas (A) a (D):

(A) una etapa de laminado en caliente en la que un lingote con la composición química que contiene, en % en masa,

- 40 C: al menos el 0,08% y como máximo el 0,30%, Mn: al menos el 1,5% y como máximo el 3,5%, Si + Al: al menos el 0,50% y como máximo el 3,0%, P: como máximo el 0,10%, S: como máximo el 0,010%, N: como máximo el 0,010%, Cr: de 0 a como máximo el 0,5%, Mo: de 0 a como máximo el 0,5%, B: de 0 a como máximo el 0,01%, Ti: de 0 a como máximo el 0,04%, Nb: de 0 a como máximo el 0,030%, V: de 0 a como máximo el 0,5%, Ca: de 0 a como máximo el 0,010%, Mg: de 0 a como máximo el 0,010%, REM: de 0 a como máximo el 0,050%, y Bi: de 0 a como máximo el 0,050%,
45 siendo el resto Fe e impurezas,

se somete a un laminado en caliente de pasadas múltiples en el cual el laminado se finaliza a una temperatura de al menos el punto Ar_3 , la chapa de acero obtenida se enfría a un intervalo de temperaturas de al menos 620°C y como máximo 720°C bajo una condición de enfriamiento en la cual el laminado se inicia dentro de 0,4 segundos después

- de la finalización del laminado, y una velocidad promedio de enfriamiento es de al menos 600°C/s, además un tiempo requerido para el enfriamiento desde la finalización del laminado en una pasada del laminado que está dos pasadas antes de la última pasada del laminado a 720°C es al menos 4 segundos, y la chapa de acero se mantiene en el intervalo de temperaturas durante al menos 1 segundo y como máximo 10 segundos, después de lo cual se
- 5 enfría a un intervalo de temperaturas de al menos 300°C y como máximo 610°C a una velocidad promedio de enfriamiento de 10°C/s y como máximo 100°C/s, y se bobina para obtener una chapa de acero laminada en caliente;
- (B) una etapa de laminado en frío en el cual la chapa de acero laminada en caliente obtenida mediante la etapa de laminado en caliente se somete a laminado en frío con una reducción por laminado de al menos el 40% y como máximo el 70% para ser conformada en una chapa de acero laminada en frío;
- 10 (C) una etapa de recocido en la cual la chapa de acero laminada en frío obtenida mediante la etapa de laminado en frío se somete a un tratamiento térmico en el cual la chapa de acero se mantiene en un intervalo de temperaturas de al menos (punto A_{c3} -30°C) y como máximo (punto A_{c3} +100°C) durante al menos 10 segundos y como máximo 300 segundos, y luego se enfría a una velocidad promedio de enfriamiento de al menos 15°C/s en un intervalo de temperaturas de al menos 500°C y como máximo 650°C, después de lo cual se mantiene en un intervalo
- 15 de temperaturas de al menos 300°C y como máximo 500°C durante al menos 30 segundos y como máximo 3,000 segundos; y
- (D) una etapa de fabricar en la cual el elemento de absorción de impactos se fabrica usando un cuerpo tubular con una sección cerrada que se conforma a partir de la chapa de acero obtenida en la etapa de recocido por doblado y soldadura de la chapa de acero.
- 20 7.- El método establecido en la reivindicación 6, en donde
- la composición química contiene uno o más seleccionado de Cr: al menos el 0,1% y como máximo el 0,5%, Mo: al menos el 0,1% y como máximo el 0,5%, y B: al menos el 0,0010% y como máximo el 0,010%.
- 8.- El método establecido en cualquiera de las reivindicaciones 6 a 7, en donde
- 25 la composición química contiene uno o más seleccionado de Ti: al menos el 0,01% y menos del 0,04%, Nb: al menos el 0,005% y menos del 0,030%, y V: al menos el 0,010% y menos del 0,5%
- 9.- El método establecido en cualquiera de las reivindicaciones 6 a 8, en donde
- la composición química contiene uno o más seleccionado de Ca: al menos el 0,0008% y al menos el 0,010%, Mg: al menos el 0,0008% y como máximo el 0,010%, REM: al menos el 0,0008% y como máximo el 0,050%, y Bi: al menos el 0,0010% y como máximo el 0,050%.

30

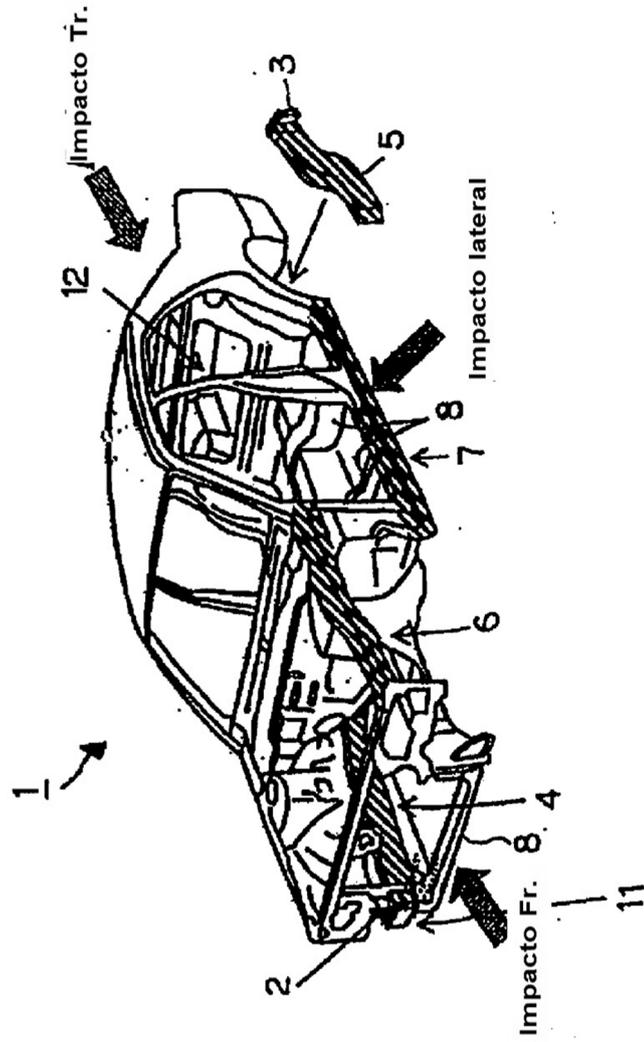


Figura 1

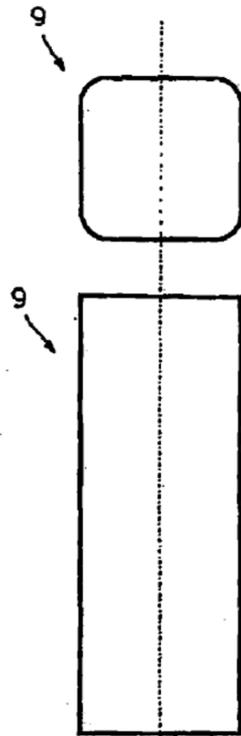


Figura 2

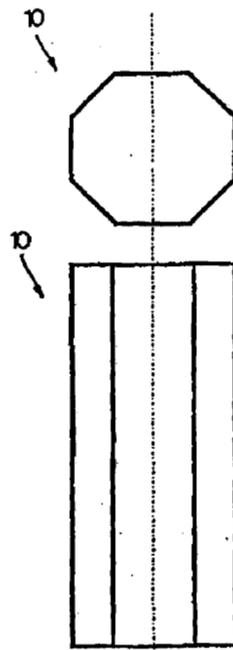


Figura 3