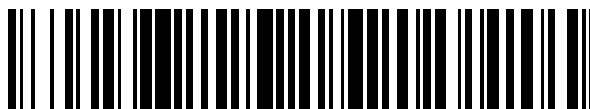


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 791 282**

51 Int. Cl.:

C22C 38/28	(2006.01) C22C 38/06	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01) C22C 38/32	(2006.01)
C23C 2/12	(2006.01) C23C 2/02	(2006.01)
B32B 15/01	(2006.01) C23C 2/26	(2006.01)
C23C 2/28	(2006.01) C22C 21/02	(2006.01)
C23C 2/40	(2006.01)	
C21D 9/46	(2006.01)	
C22C 38/00	(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: **29.04.2015 PCT/KR2015/004328**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **30.06.2016 WO16104881**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **29.04.2015 E 15873409 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **26.02.2020 EP 3239338**

54 Título: **Piezas formadas por prensado en caliente que tienen excelentes propiedades de flexión y procedimiento de fabricación de las mismas**

30 Prioridad:

24.12.2014 KR 20140189097

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
03.11.2020

73 Titular/es:

**POSCO (100.0%)
(Goedong-dong) 6261, Donghaean-ro, Nam-gu,
Pohang-si
Gyeongsangbuk-do 790-300, KR**

72 Inventor/es:

**OH, JIN-KEUN;
CHO, YEOL-RAE y
KIM, SEONG-WOO**

74 Agente/Representante:

GONZÁLEZ PECES, Gustavo Adolfo

ES 2 791 282 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

Piezas formadas por prensado en caliente que tienen excelentes propiedades de flexión y procedimiento de fabricación de las mismas

[Campo técnico]

- 5 La presente invención se refiere a una pieza formada por prensado en caliente (HPF) utilizada como pieza estructural de un vehículo o similar, que requiere características de resistencia al impacto y, más particularmente, a una pieza HPF ultra fuerte que tiene una resistencia a la tracción de 1300 MPa o mayor, y a un procedimiento de fabricación de la misma calentando un material de acero a una temperatura a la que se pueda formar una fase de austenita, y templando y formando en caliente el mismo usando un molde.

10 **[Técnica anterior]**

- Recientemente, en la industria mundial del automóvil, el desarrollo de aceros con excelente resistencia al impacto y su aplicación han tenido una gran demanda de reducciones de peso de las carrocerías de los vehículos, además de la protección de los pasajeros. Para asegurar las propiedades anteriores, se han llevado a cabo investigaciones sobre aceros ultrarresistentes con una resistencia a la tracción de 1300 MPa o mayor, pero ha sido difícil formar piezas de automóviles con formas complicadas a partir de ellas, debido a la falta de formabilidad al tener una resistencia ultra alta y también a asegurar la precisión de la forma debido a la recuperación elástica.

- Para resolver los problemas mencionados anteriormente, se ha sugerido el procedimiento de Conformación por Prensado en Caliente (HPF, por sus siglas en inglés) (por ejemplo, una técnica sugerida en los documentos US 6 296 805 o CA 2 879 069 A1, y similares). La técnica presentada en la patente anterior es un procedimiento de fabricación de una pieza HPF que tiene una resistencia ultra alta calentando una lámina de acero chapada en aluminio por inmersión en caliente, que tiene resistencia térmica a alta temperatura, a una temperatura alta, formando una pieza mediante conformación por prensado en caliente y templando después la pieza para asegurar que hay martensita en toda la pieza. Sin embargo, la pieza HPF fabricada por la técnica anterior está compuesta de martensita como fase principal en todo el espesor de la pieza HPF en un porcentaje del 100 % para asegurar una resistencia ultra alta. A veces, en el caso de que la velocidad de enfriamiento de una pieza en un molde sea lenta o la pieza formada sea una placa fina (1 mm o menos), pueden formarse ferrita y/o bainita en los límites de grano de martensita, pero estas microestructuras causan una reducción de la resistencia y las propiedades de flexión de la pieza HPF. Por consiguiente, estas microestructuras se consideran microestructuras no deseadas.

- Además, las propiedades de flexión se consideran un índice representativo para evaluar las características de resistencia al impacto de la pieza HPF. Por ejemplo, como el pilar B de un automóvil, se requiere tenacidad a la fractura, una medición de las propiedades del acero determinada midiendo el grado en que una pieza de automóvil puede soportar la deformación sin fracturarse en cierto grado (ángulo) después de que la pieza HPF se doble por el impacto lateral del automóvil (propiedades de flexión). Sin embargo, se sabe que las propiedades de flexión de las piezas HPF que contienen martensita y/o ferrita en el límite de grano en todo el espesor de la pieza pueden degradarse debido a la presencia de martensita, que degrada la resistencia ultra alta de la propia pieza y las propiedades de flexión estructuralmente. Cuando se forma una pieza HPF para que tenga una microestructura de bainita para mejorar las propiedades de flexión, existe el problema de que es difícil asegurar la resistencia ultra alta.

- Por lo tanto, los presentes inventores han desarrollado un procedimiento para asegurar la resistencia al impacto característica de la pieza HPF mejorando sus propiedades de flexión, así como asegurando una resistencia ultra alta en la misma.

[Divulgación]

[Problema técnico]

- Un aspecto de la presente invención está dirigido a proporcionar una pieza HPF ultrarresistente que tenga excelentes propiedades de flexión y una resistencia a la tracción de 1300 MPa o mayor, utilizada en las piezas estructurales de vehículos y similares que requieren características de resistencia al impacto.

Además, la presente invención está dirigida a proporcionar un procedimiento de fabricación de la pieza HPF.

- Sin embargo, los problemas que se pretende resolver mediante la presente divulgación no se limitan a los problemas descritos anteriormente. Otros problemas, que se pretende resolver mediante la presente divulgación pero no se describen en el presente documento, serán entendidos claramente por los expertos en la materia a partir de las descripciones a continuación.

[Solución técnica]

La presente invención se refiere a una pieza HPF en la que se forma una capa de chapado de aluminio por inmersión en caliente sobre la superficie de una lámina de acero base, una pieza HPF que tiene excelentes propiedades de flexión,

en la que la lámina de acero base comprende C: de 0,18 % a 0,25 %, Si: de 0,1 % a 0,5 %, Mn: de 0,9 % a 1,5 %, P: 0,03 % o menos, S: 0,01 % o menos, Al: de 0,01 % a 0,05 %, Cr: de 0,05 % a 0,5 %, Ti: de 0,01 % a 0,05 %, B: de 0,001 % a 0,005 %, N: 0,009 % o menos, resto Fe y otras impurezas en % en peso, la lámina de acero base comprende además, opcionalmente, Mo + W: de 0,001 % a 0,5 %; al menos uno de Nb, Zr y V: dentro de un intervalo de 0,001 % a 0,4 % como la suma; Cu + Ni: dentro de un intervalo de 0,005 % a 2,0 %; y al menos uno de Sb, Sn y Bi: 0,03 % o menos;

se forma una fase de ferrita de forma continua o discontinua sobre la superficie de la lámina de acero base hasta un espesor de 50 μm o más fino, y un porcentaje de una fase de ferrita sobre la superficie es 5 % o menos, y el resto es fase de martensita; y las partículas de carburo que tienen un tamaño de 1 μm o menor se distribuyen dispersivamente en la superficie de la lámina de acero base para ocupar el 90 % o más en la distribución global de partículas de carburo.

En la presente invención, una cantidad de partículas de carburo en un intervalo de tamaño de 1 μm a 10 μm puede ser 5 o menos por 10 mm^2 en la superficie.

Además, la lámina de acero base puede ser cualquiera de una lámina de acero laminada en frío y una lámina de acero laminada en caliente. Además, la presente invención se refiere a un procedimiento de fabricación de una pieza HPF que tiene excelentes propiedades de flexión, que comprende:

un procedimiento de fabricación de una lámina de acero laminada en caliente que tiene una composición como se ha descrito anteriormente;

un procedimiento de bobinar la lámina de acero laminada en caliente a una temperatura dentro de un intervalo de 450 °C a 750 °C durante un tiempo que satisfaga la Expresión Relacional 1;

un procedimiento de laminar en frío, recocer a una temperatura dentro de un intervalo de 700 °C a 900 °C y realizar después chapado de aluminio por inmersión en caliente sobre la lámina de acero recocido;

un procedimiento de calentar la lámina de acero chapada en aluminio por inmersión en caliente a una temperatura de 850 °C a 1000 °C y mantener después la lámina de acero chapada en aluminio por inmersión en caliente a la temperatura durante un tiempo de 1 segundo a 1000 segundos; y

un procedimiento de conformado en caliente del material de acero calentado y enfriamiento del mismo a una temperatura dentro de un intervalo de 200 °C o inferior a una velocidad de enfriamiento de 20 °C/s a 1000 °C/s al mismo tiempo para fabricar una pieza HPF.

[Expresión Relacional 1]

$$190,000 \leq [\text{temperatura de bobinado (TB)} \times \text{Tiempo (min)}] / 2 \leq 350,000$$

en la Expresión Relacional 1, Tiempo se refiere al tiempo necesario para alcanzar 200 °C desde la temperatura de bobinado. Además, una relación de reducción en frío durante el laminado en frío puede estar preferentemente en un intervalo de 30 % a 80 %.

[Mejor modo]

La presente invención tiene el efecto de proporcionar una pieza HPF ultrarresistente que tiene excelentes propiedades de flexión y resistencia a la tracción de 1300 MPa o mayor, de ese modo, se utiliza eficazmente para piezas estructurales de vehículos y similares que requieren una característica de resistencia al impacto.

[Descripción de los dibujos]

El anterior y otros aspectos, características y otras ventajas de la presente divulgación se entenderán más claramente a partir de la siguiente descripción detallada tomada junto con los dibujos adjuntos, en donde:

la FIG. 1 es un gráfico que muestra la correlación entre la temperatura de bobinado x tiempo y el ángulo de flexión de acuerdo con una realización de la presente invención;

la FIG. 2 es una imagen de estructura que muestra una microestructura de la superficie de una lámina de acero base directamente debajo de una capa de chapado después del tratamiento de precalentamiento de acuerdo con una realización de la presente invención en comparación con el Ejemplo Comparativo;

la FIG. 3 es una imagen que muestra la distribución de Mn (EPMA) de la superficie de una lámina de acero base directamente debajo de una capa de chapado después del tratamiento de precalentamiento de acuerdo con una realización de la presente invención en comparación con el Ejemplo Comparativo; y

la FIG. 4 es una imagen de estructura de la capa superficial laminada en caliente de una lámina de acero del Ejemplo Comparativo.

[Mejor modo]

En lo sucesivo en el presente documento, se describirá la presente invención.

Los presentes inventores repitieron estudios y experimentos sobre un procedimiento para proporcionar propiedades de flexión a una pieza HPF en la fabricación de la pieza HPF que tiene una resistencia ultra alta para resistencia a la tracción de 1300 MPa o mayor. Como resultado, los inventores descubrieron que se puede asegurar una resistencia ultra alta y que también se pueden mejorar notablemente las propiedades de flexión controlando una microestructura

de la superficie de la pieza HPF y también controlando el tamaño y un porcentaje de partículas de carburo en la superficie al mismo tiempo.

En concreto, los presentes inventores descubrieron que hay problemas porque una microestructura de la superficie de una pieza general de HPF está compuesta de martensita sin ferrita, y las propiedades de flexión de la pieza formada pueden reducirse notablemente porque las partículas de carburo que quedan dentro de la martensita no se controlan con precisión. En particular, en el caso de una lámina de acero chapada en aluminio por inmersión en caliente, se forman grietas fácilmente en la capa de chapado por una fase de compuesto intermetálico que tiene una suavidad no deseada, que se forma durante el tratamiento térmico para la formación en caliente. Por consiguiente, la propagación de grietas de esta a una base de martensita es fácil y las partículas de carburo grueso que permanecieron en la base funcionan como un punto de partida para el crecimiento de grietas. Por lo tanto, se descubrió que las propiedades de flexión se reducen notablemente.

Considerando esto, los presentes inventores descubrieron que formar ferrita de forma continua o discontinua sobre la superficie de la lámina de acero base directamente debajo de la capa de chapado de la pieza HPF es muy eficaz para inhibir la propagación de las grietas finas formadas en la capa de chapado a la base. Por otra parte, los presentes inventores sugieren la presente invención después de confirmar que el tamaño y un porcentaje de las partículas de carburo en la superficie es muy importante para inhibir la velocidad de crecimiento de la pequeña cantidad de grietas finas ya propagadas a la base.

En primer lugar, se describirá la pieza HPF de la presente invención que tiene excelentes propiedades de flexión.

En la presente invención, en una pieza HPF en la que se forma una capa de chapado de aluminio por inmersión en caliente sobre la superficie de una lámina de acero base, la lámina de acero base comprende C: de 0,18 % a 0,25 %, Si: de 0,1 % a 0,5 %, Mn: de 0,9 % a 1,5 %, P: 0,03 % o menos, S: 0,01 % o menos, Al: de 0,01 % a 0,05 %, Cr: de 0,05 % a 0,5 %, Ti: de 0,01 % a 0,05 %, B: de 0,001 % a 0,005 %, N: 0,009 % o menos, resto Fe y otras impurezas en % en peso.

En lo sucesivo en el presente documento, cada ingrediente de la lámina de acero base y las razones para limitarlo se describirán en detalle. C: de 0,18 % a 0,25 %

El C es un elemento esencial que aumenta la resistencia de la martensita. Si un contenido de C es menor que 0,18 %, puede ser difícil obtener suficiente resistencia para asegurar la resistencia al impacto. Además, si un contenido de C es mayor que 0,25 %, la tenacidad al impacto de una plancha puede deteriorarse y la soldabilidad de la pieza HPF puede deteriorarse. En este sentido, en la presente invención, el contenido de C está limitado a 0,18 % en peso a 0,25 % en peso (en lo sucesivo en el presente documento, llamado simplemente %).

Si: de 0,1 % a 0,5 %

El Si se añade como agente desoxidante en la fabricación de acero. Si el contenido de Si es menor que 0,1 %, puede ser difícil una desoxidación suficiente, y si el contenido de Si es mayor que 0,5 %, puede ser difícil asegurar una buena calidad de la superficie chapada en aluminio por inmersión en caliente mediante óxidos de Si formados sobre la superficie de la lámina de acero. Por tanto, en la presente invención, el contenido de Si está limitado a un intervalo de 0,1 % a 0,5 %.

Mn: de 0,9 % a 1,5 %

Se añade Mn para asegurar la templabilidad del acero tal como Cr, B y similares. Si el contenido de Mn es menor que 0,9 %, puede ser difícil asegurar una templabilidad suficiente formándose así bainita. Por tanto, puede ser difícil asegurar una resistencia. Además, si el contenido de Mn es mayor que 1,5 %, puede aumentar el coste de fabricación de una lámina de acero, y también las propiedades de flexión de la pieza HPF pueden deteriorarse notablemente a medida que el Mn se segrega dentro del material de acero. En este sentido, en la presente invención, el contenido de Mn está limitado dentro de un intervalo de 0,9 % a 1,5 %.

P: 0,03 % o menos (sin incluir 0 %)

El P es un elemento de segregación de límite de grano que dificulta muchas características de la pieza HPF. Por lo tanto, es preferible que el P esté contenido en la menor cantidad posible. Si un contenido de P es mayor que 0,03 %, las propiedades de flexión, las propiedades de resistencia al impacto, la soldabilidad y similares de la pieza formada pueden deteriorarse. Por lo tanto, el límite superior del contenido es 0,03 %.

S: 0,01 % o menos (sin incluir 0 %)

El S es un elemento que existe en un acero como impureza y que dificulta las propiedades de flexión y soldabilidad de la pieza formada. Por lo tanto, es preferible que el S esté contenido en la menor cantidad posible. Si el contenido de S es mayor que 0,01 %, las propiedades de flexión y soldabilidad de la pieza formada pueden deteriorarse. Por lo tanto, el límite superior del contenido es 0,01 %.

Al: de 0,01 % a 0,05 %

El Al se añade con el fin de desoxidación para la fabricación de acero, como el Si. Para lograr el fin, el Al se añade en una cantidad de 0,01 % o mayor. Si el contenido es mayor que 0,05 %, el efecto puede saturarse y las cualidades de la superficie del material chapado pueden deteriorarse. Por lo tanto, el límite superior del contenido es 0,05 %.

Cr: de 0,05 % a 0,5 %

- 5 Se añade Cr para asegurar la templabilidad del acero tal como Mn, B y similares. Si un contenido de Cr es menor que 0,05 %, puede ser difícil asegurar una templabilidad suficiente, y si el contenido es mayor que 0,5 %, se puede asegurar una templabilidad suficiente. Sin embargo, el efecto puede saturarse y también puede aumentar el coste de fabricación del acero. En este sentido, en la presente invención, el contenido de Cr está limitado a un intervalo de 0,05 % a 0,5 %.

- 10 Ti: de 0,01 % a 0,05 %

Se añade Ti para formar TiN uniéndose al nitrógeno que queda en el acero como impureza, dejando así B sólido, esencial para asegurar la templabilidad. Si el contenido de Ti es menor que 0,01 %, puede ser difícil esperar un efecto suficiente, y si el contenido es mayor que 0,05 %, la característica puede saturarse y también puede aumentar el coste de fabricación del acero. En este sentido, en la presente invención, el contenido de Ti está limitado a un intervalo de 0,01 % a 0,05 %.

- 15

B: de 0,001 % a 0,005 %

El B se añade para asegurar la templabilidad de la pieza HPF, al igual que Mn y Cr. Para lograr este fin, El B debe añadirse en una cantidad de 0,001 % o mayor, y si el contenido es mayor que 0,005 %, el efecto puede saturarse y también las propiedades de laminado en caliente pueden reducirse notablemente. Por lo tanto, en la presente invención, el contenido de B está limitado a un intervalo de 0,001 % a 0,005 %.

- 20

N: 0,009 % o menos

El N existe en el acero como una impureza, y es preferible añadir el N en la menor cantidad posible. Si un contenido de N es mayor que 0,009 %, puede causar malas cualidades superficiales del acero. Por lo tanto, el límite superior del contenido es 0,009 %. Entonces, más preferentemente, la lámina de acero base a partir de la cual se fabrica la pieza HPF de la presente invención puede contener, además, los siguientes ingredientes.

- 25

Mo + W: de 0,001 % a 0,5 %

Mo y W son elementos que refuerzan la templabilidad y la precipitación, y son muy efectivos para asegurar aún más una alta resistencia. Si la suma de las cantidades de Mo y W es menor que 0,001 %, puede ser difícil obtener un efecto suficiente de refuerzo de la templabilidad y la precipitación, y si el contenido es mayor que 0,5 %, el efecto puede saturarse y los costes de fabricación también pueden aumentar. Por lo tanto, en la presente invención, es preferible limitar el contenido de Mo + W a un intervalo de 0,001 % a 0,5 %.

- 30

Suma de al menos uno de Nb, Zr o V: de 0,001 % a 0,4 %

Nb, Zr y V son elementos que aumentan la resistencia de una lámina de acero y mejoran las características de refinamiento de grano y tratamiento térmico. Si un contenido de al menos uno de Nb, Zr y V es menor que 0,001 %, puede ser difícil esperar el efecto anterior, y si el contenido es mayor que 0,4 %, los costes de fabricación pueden aumentar excesivamente. Por lo tanto, en la presente invención, es preferible limitar el contenido de los elementos a un intervalo de 0,001 % a 0,4 %.

- 35

Cu + Ni: de 0,005 % a 2,0 %

El Cu es un elemento que mejora la resistencia formando precipitados finos de Cu, y el Ni es un elemento eficaz para aumentar la resistencia y mejorar las características de tratamiento térmico. Si la suma de los ingredientes anteriores es menor que 0,005 %, puede ser difícil obtener una resistencia suficiente deseada, y si el contenido es mayor que 2,0 %, la trabajabilidad puede empeorar y los costes de fabricación pueden aumentar. En este sentido, en la presente invención, es preferible controlar el contenido de Cu + Ni en un intervalo de 0,005 % a 2,0 %.

- 40

Al menos uno de Sb, Sn o Bi: 0,03 % o menos

Sb, Sn y Bi son elementos de segregación de grano y, durante el procedimiento de HPF, los elementos se concentran en la interfaz entre la capa de chapado y el hierro base, y pueden mejorar la adhesión de la capa de chapado. Los elementos pueden desempeñar un papel en la prevención del desprendimiento de la capa de chapado durante la formación en caliente, mejorando la adhesión de la capa de chapado. Debido a que Sb, Sn y Bi tienen características similares, es posible utilizar los tres elementos como una mezcla, y en tal caso, la cantidad de al menos uno de ellos puede ser preferentemente de 0,03 % o menos. Si la suma de los ingredientes anteriores es mayor que 0,03 %, puede haber un problema de que la fragilidad del hierro base se deteriore durante la formación en caliente.

- 50

En lo sucesivo en el presente documento, se describirá una microestructura de la pieza conformada de la presente

invención, formada en caliente usando el material de acero chapado de aluminio por inmersión en caliente.

En primer lugar, la presente invención, se caracteriza porque se forma una fase de ferrita de forma continua o discontinua hasta un espesor de 50 μm o menos debajo de una capa de chapado de la pieza HPF, que tiene la capa de chapado de aluminio por inmersión en caliente, sobre la superficie directamente debajo de la interfaz de la lámina de acero base. En el presente documento, la superficie significa una región en una profundidad de 50 μm desde la interfaz de la lámina de acero base hasta el interior de la misma.

En la presente invención, la ferrita es una fase muy importante en la superficie de la lámina de acero base, y la ferrita se forma de forma continua o discontinua con un espesor de 50 μm o menos. Si la ferrita no se forma de forma continua o discontinua, las grietas formadas en la capa de chapado de aluminio aleado pueden penetrar en la lámina de acero base compuesta de martensita, deteriorando así las propiedades de flexión de la pieza formada. Por lo tanto, la ferrita superficial se forma de forma continua o discontinua dentro del espesor observado de 50 μm o menos.

Y, en la presente invención, se requiere que el porcentaje de área de la fase de ferrita sobre la superficie sea del 5 % o menos de toda la estructura de la superficie. Si el porcentaje de área es mayor que 5 %, puede producirse un aumento excesivo de la temperatura de laminado en caliente, que conduce a la formación de ferrita superficial. En consecuencia, si la capa superficial se descarboniza, puede formarse óxido de Si y/o Mn en el límite del grano de ferrita de la capa superficial, reduciendo así las propiedades de flexión de la pieza HPF fabricada. Por otra parte, si la capa superficial está excesivamente descarbonizada, la resistencia de la pieza HPF fabricada puede reducirse. Por lo tanto, en la presente invención, el porcentaje de área de la ferrita sobre la superficie es del 5 % o menos.

Por otro lado, la presente invención se caracteriza por controlar el tamaño y la distribución de partículas de carburo existentes en la superficie para fabricar una pieza HPF que tenga excelentes propiedades de flexión. Específicamente, la presente invención se caracteriza por controlar que las partículas de carburo que tienen un tamaño de 1 μm o menor se distribuyen dispersivamente en la superficie de la lámina de acero base para ocupar el 90 % o más en la distribución global de partículas de carburo. Aunque las grietas propagadas desde la capa de chapado a la lámina de acero base por la ferrita formada sobre la superficie, como se ha mencionado anteriormente, se vuelven más lentas, existe un límite al cual las grietas pueden propagarse fácilmente al interior de la lámina de acero base a lo largo del límite entre la martensita y la partícula de carburo grueso. Considerando esto, la presente invención permite que las partículas de carburo que tienen un tamaño de 1 μm o menor se distribuyan de manera dispersa para ocupar el 90 % o más en la distribución global de partículas de carburo para inhibir la propagación de grietas al interior de la lámina de acero base como se ha mencionado anteriormente. Las partículas de carburo, distribuidas finamente de forma dispersiva como se ha descrito anteriormente, casi no se ven afectadas por la propagación de grietas como se ha mencionado anteriormente. Por lo tanto, las partículas de carburo pueden inhibir eficazmente la propagación de grietas hacia el interior de la lámina de acero base, mejorando así las propiedades de flexión de la pieza formada.

Más preferentemente, se controla que una cantidad de partículas de carburo en un intervalo de tamaño de 1 μm a 10 μm sea de 5 o menos por 10 mm^2 en la superficie. Este control del número de partículas de carburo grueso puede bloquear una vía de propagación de grietas, reduciendo así las propiedades de flexión de la pieza HPF.

En lo sucesivo en el presente documento, se describirá un procedimiento de fabricación de una pieza HPF que tenga excelentes propiedades de flexión de la presente invención. En primer lugar, en la presente invención, se fabrica una lámina de acero laminada en caliente que tiene la composición de aleación como se ha descrito anteriormente. Este procedimiento de fabricación de una lámina de acero laminada en caliente puede ser un procedimiento común, pero no se limita a condiciones particulares de fabricación. Por ejemplo, la lámina de acero laminada en caliente se puede fabricar recalentando la plancha de acero compuesta de la aleación compuesta como se ha descrito anteriormente a de 1000 °C a 1300 °C, y sometiendo después la plancha de acero que se va a someter a laminado en caliente de acabado a una temperatura dentro del intervalo de un punto de transformación Ar3 a 1000 °C.

Entonces, en la presente invención, la lámina de acero laminada en caliente fabricada como se ha descrito anteriormente se bobina a una temperatura dentro de un intervalo de 450 °C a 750 °C durante un tiempo que satisface la expresión relacional 1.

En ese momento, en la presente invención, la temperatura de bobinado es una configuración técnica que juega un papel importante en la obtención de una microestructura y distribución de partículas de carburo de la superficie de la pieza HPF fabricada. Si la temperatura de bobinado es inferior a 450 °C, no se puede formar una cantidad suficiente de ferrita en la lámina de acero base directamente debajo de la capa de chapado y la interfaz de la lámina de acero base después del calentamiento de HPF. La razón de esto es que una pequeña cantidad de elementos como C, Mn, Cr y similares existentes en la superficie de la lámina de acero, se liberan de la superficie durante el bobinado. En concreto, se presume que la razón es que en el procedimiento de calentamiento de HPF, la ferrita se forma principalmente cuando se transfiere la lámina de acero a un molde después del calentamiento con austenita, y cuando los elementos formadores de ferrita, tales como C, Mn, Cr y similares están presentes en una cantidad suficiente en la superficie de la lámina de acero, la ferrita no se forma sobre la superficie, pero cuando los elementos no son suficientes, la ferrita se forma sobre la capa superficial. Por lo tanto, si un contenido de C, Mn y Cr de la superficie de la lámina de acero es insuficiente en el procedimiento de bobinado debido a descarbonización y similares, en el posterior procedimiento de calentamiento de HPF, la ferrita se puede formar sobre la superficie. Por otra parte, la ferrita

también se puede obtener aumentando la velocidad de enfriamiento de la superficie de la lámina de acero en el procedimiento de calentamiento de HPF más rápido que el de la pieza media.

Por otro lado, si la temperatura de bobinado es superior a 750 °C, los elementos se liberan suficientemente de la capa superficial formando así suficiente ferrita después del calentamiento de HPF, pero, al mismo tiempo, se pueden formar óxidos en el límite del grano mediante la unión del Si y/o Mn existente en el acero al oxígeno en el aire, y también se forman muchas partículas de carburo grueso directamente debajo de la capa superficial. Por tanto, las partículas de carburo existentes incluso después del calentamiento de HPF funcionan como puntos de inicio de grietas y una vía de propagación de grietas durante un ensayo de flexión, deteriorándose así las propiedades de flexión. Por lo tanto, para obtener una cierta estructura y distribución de partículas de carburo deseadas después del calentamiento de HPF, la temperatura de bobinado es de 450 °C a 750 °C.

En la presente invención, el tiempo de bobinado se gestiona para satisfacer la Expresión Relacional 1 y, cuando el tiempo satisface la Expresión Relacional 1, el efecto de limitar la temperatura de bobinado descrito anteriormente puede maximizarse. Este tiempo de bobinado puede controlarse fácilmente insertando la lámina laminada en caliente bobinada en un horno de enfriamiento lento o un horno de calentamiento. Como se muestra en la FIG. 1, se puede encontrar que se puede mostrar un excelente ángulo de flexión dentro de un intervalo que satisface la Expresión Relacional 1.

[Expresión Relacional 1]

$$190,000 \leq [\text{temperatura de bobinado (TB)} \times \text{Tiempo (min)}] / 2 \leq 350,000$$

en la Expresión Relacional 1, Tiempo se refiere al tiempo necesario para alcanzar 200 °C desde la temperatura de bobinado.

Entonces, en la presente invención, la lámina de acero laminada en caliente se decapa, inmediatamente se chapa en aluminio por inmersión en caliente sin laminado en frío, y se utiliza después como un material de acero para la formación en caliente.

Además, el material de acero laminado en caliente puede laminarse en frío, someterse a chapado de aluminio por inmersión en caliente, y utilizarse después como material de acero para la formación en caliente. En ese momento, en la presente invención, durante la laminado en frío, una relación de reducción en frío puede ser preferentemente del 30 % al 80 %, pero no está limitada a la misma. Si la relación de reducción en frío es inferior al 30 %, puede haber un problema de que el material de acero laminado en caliente sea más fino para asegurar un cierto espesor de laminado en frío y también puede haber un problema en el laminado en frío. Por el contrario, si la proporción es superior al 80 %, puede haber problemas de que se puedan formar fácilmente grietas en los bordes del material de acero, y se puede aumentar la carga de laminado en frío.

Entonces, la lámina de acero laminada en caliente o la lámina de acero laminada en frío fabricada como se ha descrito anteriormente se somete a un procedimiento de recocido, y se sumerge después en un baño de chapado de aluminio para fabricar una lámina de acero chapada en aluminio. La temperatura de recocido está dentro de un intervalo de 700 °C a 900 °C. Además, la presente invención no se limita a las condiciones de chapado con aluminio por inmersión en caliente anteriores, y el baño de chapado con aluminio puede contener Al como ingrediente principal y Si en un intervalo de 7 % a 12 %.

En la presente invención, la lámina de acero chapada en aluminio por inmersión en caliente se calienta a un intervalo de temperatura de una fase única austenita de 850 °C a 1000 °C y luego se mantiene durante 1 segundo a 1000 segundos. Si la temperatura de calentamiento de la fase única es inferior a 850 °C, se forma ferrita sobre la lámina de acero mientras se transfiere la lámina a un molde después de calentarla en un horno de calentamiento, por lo que no se puede asegurar una cierta resistencia de la pieza conformada final fabricada después del calentamiento. Sin embargo, si la temperatura es superior a 1000 °C, los costes de fabricación pueden aumentar y la soldabilidad también puede empeorar. Y es más preferible mantener la velocidad de calentamiento de 1 °C/s a 100 °C/s durante el calentamiento.

Además, después del calentamiento, la temperatura se mantiene durante 1 segundo a 1000 segundos. La razón es que si el tiempo de mantenimiento es inferior a 1 segundo, puede ser difícil producir suficiente austenita, y si el tiempo es superior a 1000 segundos, la soldabilidad de la pieza formada fabricada después del calentamiento puede deteriorarse.

Entonces, en la presente invención, se puede fabricar una pieza HPF ultrarresistente que tiene excelentes propiedades de flexión y una resistencia a la tracción de 1300 MPa o mayor, formando en caliente la lámina de acero calentada con un molde y enfriándola a 200 °C o menos, a una velocidad de enfriamiento de 20 °C/s a 1000 °C/s al mismo tiempo. Si la velocidad de enfriamiento es inferior a 20 °C/s, puede ser difícil asegurar una cierta resistencia debido a la formación de bainita, y si la velocidad es más rápida que 1000 °C/s, el efecto de fortalecimiento puede estar saturado y también puede requerirse un coste de fabricación excesivo.

En la pieza HPF fabricada por el procedimiento de fabricación como se ha mencionado anteriormente, se forma una fase de ferrita de forma continua o discontinua sobre la superficie de la lámina de acero base con un espesor de 50 µm

o menos, y un porcentaje de una fase de ferrita sobre la superficie es de 5 % o menos. Además, las partículas de carburo que tienen un tamaño de 1 μm o menor se distribuyen dispersivamente en la superficie de la lámina de acero base para ocupar el 90 % o más en la distribución global de partículas de carburo. Por lo tanto, se puede proporcionar la pieza HPF que tiene excelentes propiedades de flexión.

5 [Modo para la invención]

En lo sucesivo en el presente documento, la presente divulgación se describirá con mayor detalle con referencia a ejemplos. Sin embargo, los siguientes ejemplos son solo para fines ilustrativos y no deben considerarse como limitativos del ámbito de la presente divulgación. El ámbito de la presente divulgación debe estar determinado por las reivindicaciones y la información razonablemente deducible de las mismas.

10 (Ejemplo)

Tabla 1

Ingrediente químico (% en peso)										Nota
C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cr	B	N	
0,22	0,3	1,2	0,014	0,002	0,03	0,03	0,2	0,0023	0,004	Acero inventivo

Una plancha de acero compuesta como se muestra en la Tabla 1 anterior se sometió a fusión al vacío, se calentó a una temperatura de recalentamiento de 1200 °C durante 1 hora y después se laminó en caliente. En ese momento, se fabricó una lámina de acero laminado en caliente en las condiciones de temperatura de laminado en caliente de 900 °C, y una temperatura de bobinado (TB) y tiempo como se muestra en la siguiente Tabla 2. La lámina de acero laminada en caliente fabricada se decapa y después se lamina en frío con una relación de reducción en frío del 50 % para fabricar una lámina de acero laminada en frío que tiene un espesor final de 1,5 mm.

La lámina de acero laminado en frío se recoció a 780 °C y después se chapó con aluminio por inmersión en caliente. En ese momento, un baño de chapado con aluminio por inmersión en caliente estaba compuesto de aluminio como ingrediente principal, 8,5 % de Si, 2 % de Fe y otras impurezas. Usando la lámina de acero chapada en aluminio por inmersión en caliente como se ha descrito anteriormente, se realizó un calentamiento para imitar la formación en caliente. Concretamente, la lámina de acero chapada se introdujo en un horno de calentamiento, se calentó a 930 °C, se transfirió a un molde después de 6 min, y después se templó en el molde.

Para las láminas de acero fabricadas como se ha descrito anteriormente, se midió si existe o no una fase de ferrita en la superficie de una lámina de acero base y su porcentaje, si los óxidos de Si y Mn existen o no, el porcentaje de partículas de carburo sobre la superficie y similares. Los resultados se muestran en la siguiente Tabla 2. Además, se midieron las propiedades mecánicas de las piezas formadas fabricadas como se ha descrito anteriormente, y los resultados se muestran en la siguiente Tabla 3.

Por otro lado, en este experimento, se observó si se forma o no ferrita sobre la superficie de la lámina de acero base directamente debajo de la capa de chapado de aluminio por inmersión en caliente, y el porcentaje de la misma, al menos en tres regiones utilizando un microscopio óptico, y después se estipuló mediante análisis de imagen. Además, se analizó si existían o no óxidos de Si y Mn, que pueden existir en el límite del grano de ferrita, utilizando SEM, y para analizar la distribución de partículas de carburo sobre la superficie de la lámina de acero base, se extrajo una réplica directamente debajo de la superficie, y su tamaño y número se midieron usando TEM y EPMA.

Por otra parte, para las láminas de acero fabricadas como se ha descrito anteriormente, las propiedades mecánicas se midieron usando una muestra para ensayo de tensión JIS Z 2201 n.º 5. Como propiedades de flexión, se midió el ángulo de flexión a la carga máxima de acuerdo con el procedimiento de ensayo VDA 238-xxx y, cuando el ensayo de flexión se realizó en condiciones de que una línea de flexión sea perpendicular a una dirección de laminado, un ángulo de flexión de menos de 60° se estipuló como un fallo, y se determinó que el ángulo de flexión de 60° o mayor era que sí pasaba.

Tabla 2

Condiciones de fabricación	Condiciones de laminado en caliente		Estructura de la superficie después del calentamiento					Comentarios
	TB (°C)	S*	Si existe ferrita a 50 µm desde la superficie	Porcentaje de ferrita (%)	Si existe o no óxido de Si/Mn	Porcentaje de partículas de carburo de 1 µm (%)	Número de partículas de carburo de 1 µm a 10 µm	
A	480	220,800	○	0,5	×	99	1	Ejemplo 1
B	600	230,000	○	2,1	×	98	1	Ejemplo 2
C	600	246,000	○	3,2	×	97	2	Ejemplo 3
D	700	302,000	○	4,5	×	95	3	Ejemplo 4
E	400	184,000	×	0	×	100	0	Ejemplo Comparativo 1
F	780	360,000	○	7,2	○	83	10	Ejemplo Comparativo 2

En la Tabla 2, S* se refiere a [temperatura de bobinado (TB) × Tiempo (min)]/2, es decir, un tiempo necesario para alcanzar 200 °C desde la temperatura de bobinado

Tabla 3

Condición	Propiedad mecánica			Propiedades de flexión		Nota
	LE (MPa)	RT (MPa)	LE (%)	Ángulo	Pasa/Falla	
A	1121	1536	6,5	63,5	Pasa	Ejemplo 1
B	1107	1518	6,6	64,6	Pasa	Ejemplo 2
C	1102	1508	6,4	65,2	Pasa	Ejemplo 3
D	1096	1487	6,9	67,8	Pasa	Ejemplo 4
E	1133	1538	6,2	58,1	Falla	Ejemplo Comparativo 1
F	1047	1465	6,7	55,8	Falla	Ejemplo Comparativo 2

Como se muestra en las Tablas 1 a 3 anteriores, en los Ejemplos 1 a 4, cuyo procedimiento de fabricación, así como la composición del acero, está dentro del intervalo de la presente invención, se puede encontrar que la fase de ferrita existe sobre la superficie de la lámina de acero base, y su porcentaje es del 5 % o menos. Además, no existían óxidos de Si y/o Mn sobre la superficie mencionada anteriormente, y no existían partículas de carburo grueso de 1 µm a 10 µm, en las que el porcentaje de la partícula de carburo que tiene un tamaño de 1 µm o menos es 90 % o mayor, asegurando así ciertas propiedades de flexión. Esto se puede confirmar a través de las imágenes de las FIGS. 2 y 3, y en las Figuras anteriores, Ejemplo se refiere al Ejemplo 1 en las Tablas 2 y 3.

Por el contrario, en el caso del Ejemplo Comparativo 1, se puede encontrar que no se formó suficiente ferrita sobre la superficie de la lámina de acero base debido a que es demasiado pequeña (temperatura de bobinado × Tiempo)/2, por lo tanto, no se puede asegurar un cierto ángulo de flexión. Por otro lado, en las FIGS. 2 y 3, Ejemplo Comparativo se refiere al Ejemplo Comparativo 1 en las Tablas 2 y 3.

Además, en el Ejemplo Comparativo 2, se puede encontrar que se formó suficiente ferrita sobre la superficie de la

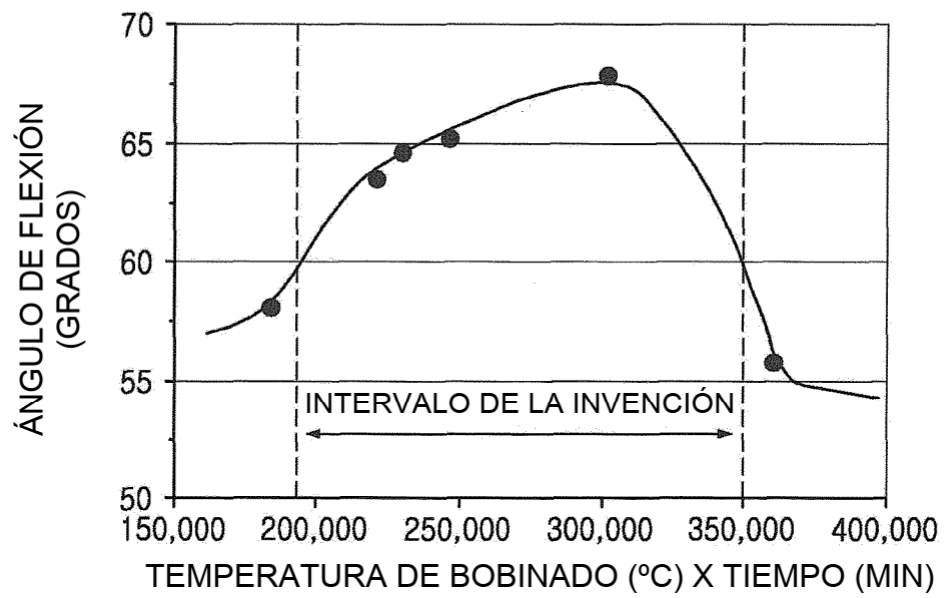
lámina de acero base, pero existían óxidos de Si y/o Mn en forma de una banda en el límite del grano de ferrita, y se formaron muchas partículas de carburo grueso, por lo que el ángulo de flexión era aún peor. La FIG. 4 es una imagen estructural en el Ejemplo Comparativo 2.

- 5 Si bien la invención se ha mostrado y descrito con referencia a realizaciones ejemplares de la misma, los expertos en la materia entenderán que se pueden realizar diversos cambios en la forma y los detalles sin apartarse del ámbito de la invención tal como se define en las reivindicaciones adjuntas. Por tanto, el ámbito de la invención se define no por la descripción detallada de la invención, sino por las reivindicaciones adjuntas, y todas las diferencias dentro del ámbito se interpretarán como incluidas en la presente invención.

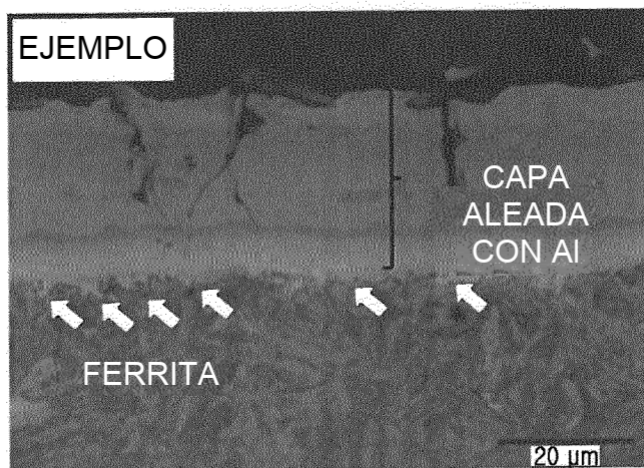
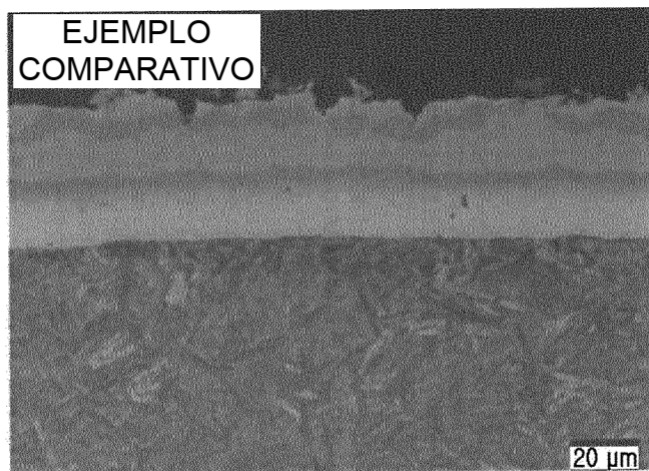
REIVINDICACIONES

1. En una pieza HPF en la que se forma una capa de chapado de aluminio por inmersión en caliente sobre la superficie de una lámina de acero base, una pieza HPF que tiene excelentes propiedades de flexión,
 5 la lámina de acero base comprende C: de 0,18 % a 0,25 %, Si: de 0,1 % a 0,5 %, Mn: de 0,9 % a 1,5 %, P: 0,03 % o menos, S: 0,01 % o menos, Al: de 0,01 % a 0,05 %, Cr: de 0,05 % a 0,5 %, Ti: de 0,01 % a 0,05 %, B: de 0,001 % a 0,005 %, N: 0,009 % o menos, resto Fe y otras impurezas en % en peso, la lámina de acero base comprende además, opcionalmente, Mo + W: de 0,001 % a 0,5 %; al menos uno de Nb, Zr y V: dentro de un intervalo de 0,001 % a 0,4 % como la suma; Cu + Ni: dentro de un intervalo de 0,005 % a 2,0 %; y al menos uno de Sb, Sn y Bi: 0,03 % o menos;
 10 se forma una fase de ferrita de forma continua o discontinua sobre la superficie de la lámina de acero base hasta un espesor de 50 μm o más fino, y un porcentaje de una fase de ferrita sobre la superficie es 5 % o menos, y el resto es fase de martensita; y las partículas de carburo que tienen un tamaño de 1 μm o menor se distribuyen dispersivamente en la superficie de la lámina de acero base para ocupar el 90 % o más en la distribución global de partículas de carburo.
2. La pieza HPF que tiene excelentes propiedades de flexión de la reivindicación 1, en la que una cantidad de partículas de carburo en un intervalo de tamaño de 1 μm a 10 μm es 5 o menos por 10 mm^2 en la superficie.
- 15 3. La pieza HPF que tiene excelentes propiedades de flexión de la reivindicación 1, en la que la lámina de acero base es cualquiera de una lámina de acero laminada en frío y una lámina de acero laminada en caliente.
4. Un procedimiento de fabricación de una pieza HPF que tiene excelentes propiedades de flexión que comprende:
 un procedimiento de fabricación de una lámina de acero laminada en caliente preparada que comprende C: de
 20 0,18 % a 0,25 %, Si: de 0,1 % a 0,5 %, Mn: de 0,9 % a 1,5 %, P: 0,03 % o menos, S: 0,01 % o menos, Al: de 0,01 % a 0,05 %, Cr: de 0,05 % a 0,5 %, Ti: de 0,01 % a 0,05 %, B: de 0,001 % a 0,005 %, N: 0,009 % o menos, resto Fe y otras impurezas en % en peso, la lámina de acero base comprende además, opcionalmente, Mo + W: de 0,001 % a 0,5 %; al menos uno de Nb, Zr y V: dentro de un intervalo de 0,001 % a 0,4 % como la suma; Cu + Ni: dentro de un intervalo de 0,005 % a 2,0 %; y al menos uno de Sb, Sn y Bi: 0,03 % o menos;
 25 un procedimiento de bobinar la lámina de acero laminada en caliente a una temperatura dentro de un intervalo de 450 °C a 750 °C durante un tiempo que satisfaga la Expresión Relacional 1;
 un procedimiento de laminar en frío, recocer a una temperatura dentro de un intervalo de 700 °C a 900 °C y realizar después chapado de aluminio por inmersión en caliente sobre la lámina de acero recocido;
 un procedimiento de calentar la lámina de acero chapada en aluminio por inmersión en caliente a una temperatura de 850 °C a 1000 °C y mantener después la lámina de acero chapada en aluminio por inmersión en caliente a la
 30 temperatura durante un tiempo de 1 segundo a 1000 segundos; y un procedimiento de formación en caliente del material de acero calentado y enfriamiento del mismo a una temperatura dentro de un intervalo de 200 °C o inferior a una velocidad de enfriamiento de 20 °C/s a 1000 °C/s al mismo tiempo para fabricar una pieza HPF.
- [Expresión Relacional 1]
 $190,000 \leq [\text{temperatura de bobinado (TB)} \times \text{Tiempo (min)}] / 2 \leq 350,000$
- 35 en la Expresión Relacional 1, Tiempo se refiere al tiempo necesario para alcanzar 200 °C desde la temperatura de bobinado.
5. El procedimiento de fabricación de una pieza HPF que tiene excelentes propiedades de flexión de la reivindicación 4, en el que una relación de reducción en frío durante el laminado en frío está en un intervalo de 30 % a 80 %.

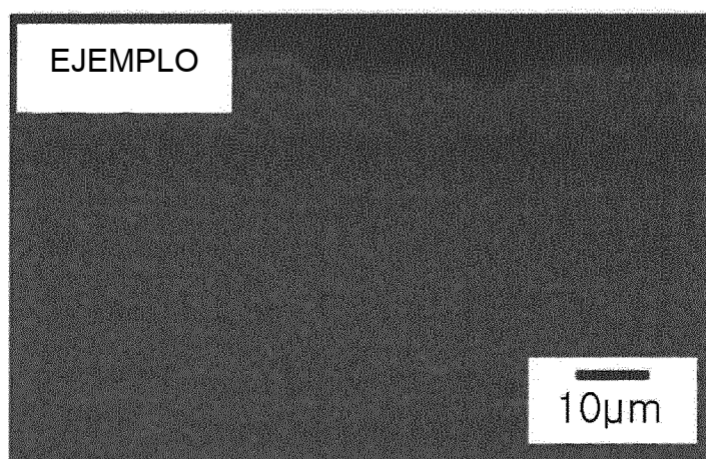
【FIG.1】



[FIG. 2]



[FIG. 3]



【FIG. 4】

