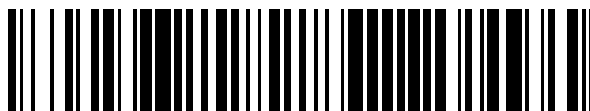


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 716 097**

51 Int. Cl.:

<b>H01F 1/24</b>	(2006.01) <b>B22F 9/04</b>	(2006.01)
<b>H01F 1/153</b>	(2006.01) <b>C22C 9/02</b>	(2006.01)
<b>H01F 27/24</b>	(2006.01) <b>C22C 45/02</b>	(2006.01)
<b>H01F 27/255</b>	(2006.01) <b>H01F 1/26</b>	(2006.01)
<b>H01F 37/00</b>	(2006.01)	
<b>H01F 41/02</b>	(2006.01)	
<b>H01F 3/08</b>	(2006.01)	
<b>C21D 9/00</b>	(2006.01)	
<b>B22F 1/00</b>	(2006.01)	
<b>B22F 3/02</b>	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **17.07.2014 PCT/JP2014/068985**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **22.01.2015 WO15008813**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **17.07.2014 E 14825820 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **19.12.2018 EP 3024000**

54 Título: **Núcleo de polvo, componente de bobina que usa el mismo y proceso para producir un núcleo de polvo**

30 Prioridad:  
**17.07.2013 JP 2013148393**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**10.06.2019**

73 Titular/es:  
**HITACHI METALS, LTD. (100.0%)  
2-70, Konan 1-chome Minato-ku  
Tokyo 1088224, JP**

72 Inventor/es:  
**KATO, TETSURO;  
NOGUCHI, SHIN y  
NISHIMURA, KAZUNORI**

74 Agente/Representante:  
**SUGRAÑES MOLINÉ, Pedro**

ES 2 716 097 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

Núcleo de polvo, componente de bobina que usa el mismo y proceso para producir un núcleo de polvo

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a: un núcleo metálico de polvo empleado en un circuito PFC adoptado en un electrodoméstico tal como una televisión o un aparato de aire acondicionado, en un circuito de fuente de alimentación para la generación de energía fotovoltaica o de un vehículo híbrido o un vehículo eléctrico, o similar; un componente de bobina que emplea el mismo; y a un método de fabricación para el núcleo de polvo metálico.

**Antecedentes en la técnica**

Una primera etapa de un circuito de fuente de alimentación de un electrodoméstico se construye partir de un circuito convertidor de CA/CC que convierte una tensión de CA (corriente alterna) en una tensión de CC (corriente continua). En este circuito convertidor, se proporciona un circuito PFC para reducir la energía reactiva y el ruido de armónicos. Con el fin de que se pueda conseguir una reducción de tamaño, una reducción de peso o similar en una reactancia empleada en el circuito, se requiere que el núcleo empleado en esta tenga una alta densidad de flujo magnético de saturación, una baja pérdida de núcleo, y una excelente característica de superposición de corriente continua (una elevada permeabilidad incremental).

Además, en una unidad de energía eléctrica montada en un vehículo impulsado por un motor eléctrico tal como un vehículo híbrido que se ha empezado a extender rápidamente en los últimos años, sobre un aparato de generación de energía fotovoltaica, o similar, se emplea un reactor tolerante a corrientes elevadas. Además, en el núcleo de tal reactor, se requiere de forma similar una densidad de flujo magnético de saturación elevada.

Con el fin de satisfacer el requisito que se ha descrito anteriormente, se adopta un núcleo de polvo metálico que tiene un equilibrio satisfactorio entre la alta densidad de flujo magnético de saturación y la baja pérdida. Por ejemplo, el núcleo de polvo metálico se obtiene empleando polvo magnético blando basado en Fe-Si-Al, basado en Fe-Si, o similar y a continuación llevando a cabo la formación después de llevar a cabo un tratamiento de aislamiento sobre la superficie del mismo. De ese modo, la resistencia eléctrica mejora por el tratamiento de aislamiento de un modo tal que se suprime la pérdida por corriente parásita.

Como técnica pertinente para esto, el Documento de Patente 1 propone un núcleo de polvo metálico que emplea: un primer polvo atomizado magnético; y un segundo polvo atomizado magnético que tiene un diámetro de grano menor que ese. Se forma un polvo magnético compuesto en el que la superficie del primer polvo atomizado magnético se cubre por las segundas partículas atomizadas magnéticas mediante el uso de un aglutinante y a continuación se lleva a cabo una formación por presión sobre esto de un modo tal que se obtenga un núcleo de polvo metálico en el que se mejora la densidad y se suprime la pérdida por corriente parásita. Además, el párrafo [0029] en el Documento de Patente 1 describe que, como una realización, se puede emplear polvo o similar tal como cobre en polvo. Sin embargo, no describe qué tipo de efecto de operación está causado por el polvo o similar tal como cobre en polvo. Aquí, por ejemplo, el primer y el segundo polvos atomizados magnéticos están compuestos por un material magnético blando tal como hierro (Fe), una aleación basada en hierro (Fe)-silicio (Si), una aleación basada en hierro (Fe)-aluminio (Al), una aleación basada en hierro (Fe)-nitrógeno (N), una aleación basada en hierro (Fe)-níquel (Ni), una aleación basada en hierro (Fe)-carbono (C), una aleación basada en hierro (Fe)-boro (B), una aleación basada en hierro (Fe)-cobalto (Co), una aleación basada en hierro (Fe)-fósforo (P), una aleación basada en hierro (Fe)-níquel (Ni)-cobalto (Co), y una aleación basada en hierro (Fe)-aluminio (Al)-silicio (Si).

El Documento de Patente 2 propone un núcleo de polvo metálico obtenido de un modo tal que una mezcla que contiene: un material magnético blando tal como hierro puro, un material basado en Fe-Si-Al, un material basado en Fe-Si, Permalloy, y Permendur; al menos uno o más tipos seleccionados entre Fe, Al, Ti, Sn, Si, Mn, Ta, Zr, Ca, y Zn que sirven como metales del grupo A; y uno o más tipos seleccionados entre óxidos B (óxidos que tienen una mayor energía de generación de óxido que los metales del grupo A); se prensa y a continuación se lleva a cabo un tratamiento térmico a 500 °C o mayor. Cuando se emplea uno que tiene una alta ductilidad como el metal del grupo A, en el momento en que se mezcla con el material magnético y a continuación se prensa, el metal del grupo A adolece de deformación plástica de un modo tal que se permite que se reduzca la presión de compactación y por lo tanto la tensión en el material magnético también se reduce de un modo tal que se reduce la pérdida por histéresis. Los óxidos B que tienen una energía de generación de óxido mayor que los metales del grupo A son óxidos tales como Cu, Bi, y V.

El Documento de Patente 3 propone un núcleo de polvo metálico en el que se emplea una aleación amorfa basada en Fe como material magnético con el fin de reducir adicionalmente la pérdida de núcleo, mejorar la resistencia, y similar. Se emplean polvo pulverizado de cinta de aleación amorfa basada en Fe y polvo atomizado de aleación amorfa basada en hierro que contiene Cr como componentes principales y a continuación se establecen los diámetros de grano y la proporción de mezcla de estos de un modo tal que mejore la densidad de compactación. En virtud de esto, se obtienen una baja pérdida de núcleo y una excelente característica de superposición de corriente

continua que son las características de la cinta de aleación amorfa basada en Fe.

El Documento de Patente JP 2005 347449 A desvela una mezcla de polvo basado en hierro más grueso y más fino con Cu.

5

**Documentos de la técnica anterior**

**[Documentos de Patente]**

- 10 [Documento de Patente 1] Publicación internacional n.º 2010/084812
- [Documento de Patente 2] Solicitud de Patente Japonesa Abierta a Inspección Pública n.º H10-208923
- [Documento de Patente 3] Publicación internacional n.º 2009/139368

**Sumario de la invención**

15

**Problemas que se solucionan con la invención**

20 Cuando se combinan materiales magnéticos que tienen diferentes propiedades como en la configuración que se describe en los Documentos de Patente 1 a 3, en comparación con un núcleo de polvo metálico construido a partir de un polvo magnético individual, se obtiene una baja pérdida de núcleo y también se espera una mejora en la densidad de formación y la resistencia.

25 Sin embargo, entre los materiales magnéticos cristalinos en los Documentos de Patente 1 y 2, la aleación de Fe-Al-Si y la Permalloy (una aleación de 80Ni-Fe) tienen una pequeña magnetostricción pero una baja densidad de flujo magnético de saturación. Además, los demás materiales magnéticos tienen una alta densidad de flujo magnético de saturación pero una elevada pérdida por histéresis causada por anisotropía magnética cristalina y magnetostricción que resulta de la estructura cristalina. De ese modo, se producen simultáneamente una alta densidad de flujo magnético de saturación y una baja pérdida de núcleo.

30 Por otra parte, como en el Documento de Patente 3, cuando se emplea la aleación amorfa basada en Fe como el material magnético, aunque la magnetostricción es elevada, la densidad de flujo magnético de saturación es alta y la anisotropía magnética cristalina es baja. De ese modo, cuando se reduce la deformación por tensión mediante tratamiento térmico (recocido), se mejora la pérdida por histéresis de un modo tal que se permite que se reduzca la pérdida de núcleo en un estado en que se obtiene una alta densidad de flujo magnético de saturación.

35 Sin embargo, existe una fuerte demanda para la mejora de la eficacia y la reducción de tamaño en diversos aparatos de fuente de alimentación. De ese modo, también en el núcleo de polvo metálico que se emplea en los mismos, se requieren una reducción de pérdida de núcleo y una mejora de resistencia adicionales.

40 De ese modo, en vista del problema que se ha descrito anteriormente, un objeto de la presente invención es proporcionar: un núcleo de polvo metálico que tiene una configuración adecuada para la reducción de pérdida de núcleo y la mejora de resistencia; un componente de bobina que emplea esto; y un método de fabricación para el núcleo de polvo metálico.

**45 Medios para solucionar los problemas**

50 El núcleo de polvo metálico de la presente invención es un núcleo de polvo metálico obtenido por dispersión de Cu en polvo entre polvo de material magnético blando que contiene polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe y polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe y a continuación llevando a cabo una compactación. La reivindicación 1 especifica las dimensiones de los polvos.

55 Además, en el núcleo de polvo metálico de la presente invención, es preferente que cuando se hace referencia a la cantidad total del polvo de material magnético blando y el polvo de cobre como un 100 % en masa, el contenido de polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe es un 1 % en masa o mayor y un 20 % en masa o menor, el contenido de polvo de Cu es un 0,1 % en masa o mayor y un 5 % en masa o menor, y la parte restante es polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe.

60 Además, en el núcleo de polvo metálico de la presente invención, es preferente que el polvo pulverizado y el polvo atomizado tengan una estructura amorfa.

65 Además, en el núcleo de polvo metálico de la presente invención, es preferente que el polvo pulverizado tenga una fase cristalina de  $\alpha$ -Fe en una parte de la estructura amorfa.

Además, en el núcleo de polvo metálico de la presente invención, es preferente que se proporcione un revestimiento aislante de óxido de silicio al menos sobre una superficie de una partícula del polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe.

Además, la presente invención es un componente de bobina que incluye: uno cualquiera de los núcleos de polvo metálico descritos anteriormente; y una bobina enrollada alrededor del núcleo de polvo metálico.

5 Además, la presente invención es un método de fabricación para un núcleo de polvo metálico que incluye: una etapa de mezcla para mezclar conjuntamente el polvo de material magnético blando que contiene polvo pulverizado en forma de hoja delgada de aleación magnética blanda basada en Fe y polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe, polvo de Cu, y un aglutinante para obtener de ese modo una mezcla; una etapa de formación para llevar a cabo la formación por presión sobre la mezcla obtenida en la etapa de mezcla; y una etapa de tratamiento térmico de recocido de un artículo formado obtenido en la etapa de formación. La reivindicación 7 especifica las dimensiones de los polvos.

10 En el método de fabricación de la presente invención, es preferente que la temperatura de recocido en la etapa de tratamiento térmico sea una temperatura para hacer que se produzca una fase cristalina de  $\alpha$ -Fe en una parte de una matriz amorfa del polvo pulverizado.

15 Es preferente que la etapa de mezcla incluya: una primera etapa de mezcla para mezclar conjuntamente polvo de material magnético blando, polvo de Cu, y resina aislante basada en silicona; y una segunda etapa de mezcla para añadir resina de base acrílica soluble en agua o alcohol polivinílico diluido en agua a una primera mezcla obtenida en la primera etapa de mezcla, y a continuación llevar a cabo la mezcla.

20 Además, es preferente incluir una etapa de secado para secar una segunda mezcla obtenida en la segunda etapa de mezcla.

25 En el método de fabricación de la presente invención, es preferente que el polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe se obtenga llevando a cabo una etapa de fragilización por calentamiento y fragilización de la aleación amorfa basada en Fe y a continuación llevando a cabo pulverización.

30 En el método de fabricación de la presente invención, es preferente incluir una etapa de formación de revestimiento de aislamiento de proporcionar un revestimiento de aislamiento de óxido de silicio en el polvo pulverizado posterior a una etapa de pulverización.

**Efectos de la invención**

35 De acuerdo con la presente invención, se permite que se proporcione: un núcleo de polvo metálico que tiene una pérdida de núcleo reducida así como una alta resistencia; y un componente de bobina que emplea esto.

**Breve descripción de las figuras**

40 La Figura 1 es un diagrama esquemático de una sección transversal de un núcleo de polvo metálico, que ilustra el concepto de un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

La Figura 2 es una fotografía de SEM que presenta el aspecto externo de polvo pulverizado de aleación amorfa basada en Fe empleada en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

La Figura 3 es una fotografía de SEM que presenta el aspecto externo de polvo atomizado de aleación amorfa basada en Fe empleada en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

45 La Figura 4 es una fotografía de SEM que presenta el aspecto externo de polvo de Cu empleado en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

La Figura 5 es un diagrama de distribución de tamaño de grano de polvo pulverizado de aleación amorfa basada en Fe empleada en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

50 La Figura 6 es un diagrama de análisis térmico diferencial de polvo pulverizado de aleación amorfa basada en Fe empleada en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

La Figura 7 es un diagrama de distribución de tamaño de grano de polvo atomizado de aleación amorfa basada en Fe empleada en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

La Figura 8 es un diagrama de distribución de tamaño de grano de polvo de Cu empleado en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

55 La Figura 9 es una fotografía de SEM que presenta el aspecto externo de polvo mezclado (polvo granulado) empleado en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

La Figura 10 es una fotografía de SEM de una sección transversal de un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

60 La Figura 11A es una fotografía de SEM de una sección transversal de un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

La Figura 11B es un diagrama de mapeado que presenta la distribución de Fe en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

La Figura 11C es un diagrama de mapeado que presenta la distribución de Si en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

65 La Figura 11D es un diagrama de mapeado que presenta la distribución de Cu (polvo de Cu) en un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención.

La Figura 12 es un diagrama de patrón de difracción de rayos X de núcleos de polvo metálico cuyas temperaturas de tratamiento térmico son 425 °C y 455 °C.

### Modo de llevar a cabo la invención

5 A continuación se describen con detalle realizaciones de un núcleo de polvo metálico y un componente de bobina de acuerdo con la presente invención. Sin embargo, la presente invención no se limita a estas realizaciones. La Figura 1 es un diagrama esquemático que ilustra la sección transversal de un núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención. Un núcleo 100 de polvo metálico está construido de un modo tal que se forma por compactación  
10 un polvo mixto que contiene polvo de material magnético blando (polvo 1 pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe y polvo 2 atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe), polvo 3 de Cu que sirve como polvo de material no magnético, y resina aislante, y a continuación se lleva a cabo un tratamiento térmico dado de un modo tal que el polvo de material magnético blando y el polvo de Cu se unan conjuntamente mediante un material  
15 de aglutinación (un aglutinante) tal como resina de silicona y vidrio a baja temperatura. El material de aglutinación se interpone entre el polvo de material magnético blando y el polvo de Cu de modo que los uno conjuntamente y, al mismo tiempo, también sirve como aislante. En la Figura 1, las direcciones arriba y abajo corresponden a la dirección de compresión en el momento de la formación.

20 El polvo de material magnético blando contiene el polvo 1 pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe y el polvo 2 atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe. La Figura 2 ilustra una fotografía de SEM que presenta el aspecto externo del polvo 1 pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe. El polvo 1 pulverizado se obtiene por pulverización de una aleación amorfa basada en Fe formada de forma delgada en forma de una lámina o una cinta. A continuación, el polvo 1 pulverizado está en una forma de hoja delgada que tiene dos  
25 planos opuestos entre sí y superficies laterales que conectan los dos planos. Además, en el polvo 1 pulverizado, debido a la forma de la partícula, de acuerdo con una tensión que actúa en el momento de la formación en las direcciones hacia arriba y hacia abajo en la figura, los dos planos se orientan con facilidad en una dirección perpendicular a la dirección de actuación de la tensión. De ese modo, en la Figura 1, la sección transversal se ilustra en una forma rectangular como una situación en la que las superficies laterales aparecen de forma orientada.

30 La Figura 3 ilustra una fotografía de SEM que presenta el aspecto externo del polvo 2 atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe. La aleación magnética blanda basada en Fe que se ilustra aquí es una aleación amorfa basada en Fe. En ese caso, el polvo 2 atomizado es partículas que tienen cada una una forma más cercana a una forma esférica que a la del polvo 1 pulverizado. De ese modo, en la Figura 1, la sección transversal se ilustra en forma de una esfera.

35 Además, el polvo 3 de Cu se dispersa entre el polvo de material magnético blando. El término "dispersión" mencionado aquí incluye una situación en la que los granos que constituyen el polvo 3 de Cu están presentes separadamente entre sí así como una situación en la que una pluralidad de los granos se agregan conjuntamente de un modo tal que forman agregados y a continuación estos o similares están presentes por separado entre sí entre el  
40 polvo de material magnético blando. Tales configuraciones se permite que se obtengan por compactación del polvo mixto de polvo 3 de Cu y el polvo de material magnético blando. La Figura 4 ilustra una fotografía de SEM que presenta el aspecto externo del polvo de Cu. El polvo de Cu se obtiene mediante un método de atomización, un método de reducción de óxido que sirve como proceso químico, o similar. En la Figura 1, la sección transversal de la partícula se ilustra en forma de una esfera.

45 El polvo de Cu mixto se interpone entre el polvo de material magnético blando. En ese caso, en virtud de su configuración, se consiguen la reducción de pérdida de núcleo y la mejora de resistencia del núcleo de polvo metálico. Este punto se describe con detalle a continuación.

50 En primer lugar, a continuación se describe el polvo de material magnético blando empleado en el núcleo de polvo metálico de acuerdo con la presente invención. El polvo de material magnético blando contiene el polvo 1 pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe y el polvo 2 atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe. La aleación magnética blanda basada en Fe que constituye el polvo pulverizado y el polvo atomizado se permite que se seleccione de forma adecuada de acuerdo con características mecánicas y magnéticas requeridas  
55 independientemente de la diferencia en la composición. Cuando se emplea aleación amorfa basada en Fe como el polvo de material magnético blando, se obtiene con facilidad un núcleo de polvo metálico que tiene una baja pérdida magnética en comparación con un caso en el que se emplea polvo de material magnético blando cristalino.

60 El polvo 1 pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe se fabrica a partir de una cinta o una lámina de una aleación amorfa o una aleación nanocristalina. Por ejemplo, la cinta de aleación es una cinta obtenida de un modo tal que una materia prima pesada de un modo tal que se pueda obtener una composición dada se funde por medio de fusión por inducción a alta frecuencia o similar y, después de eso, empleando un método de templado conocido públicamente se lleva a cabo un laminado individual de la aleación fundida. En ese caso, es preferente una  
65 cinta de aleación amorfa o una cinta de aleación nanocristalina cuyo grosor de placa es de diez más varios  $\mu\text{m}$  a 30  $\mu\text{m}$  o similar.

Además, el polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe es polvo obtenido por templado de la aleación fundida mediante un método de atomización. La aleación magnética blanda basada en Fe se puede seleccionar de forma adecuada de acuerdo con una propiedad magnética requerida.

5 El polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe tiene forma de placa. De ese modo, cuando se emplea solo polvo pulverizado, el polvo tiene una fluidez insatisfactoria y por lo tanto se producen huecos. Esto produce dificultad en la mejora de la densidad del núcleo de polvo metálico. Por otra parte, el polvo atomizado es granular y por lo tanto rellena los huecos entre el polvo pulverizado de modo que contribuye a la mejora en el factor de espacio del polvo de material magnético blando y la mejora en la propiedad magnética. Con fines de mejora de la  
10 densidad y la resistencia, el diámetro de grano del polvo atomizado es un 50 % o menos del grosor del polvo pulverizado. Por otra parte, cuando se reduce el diámetro de grano del polvo atomizado, se produce agregación con facilidad y por lo tanto la dispersión se vuelve difícil. De ese modo, el diámetro de grano del polvo atomizado es 3  $\mu\text{m}$  o mayor. El diámetro de grano del polvo atomizado se mide mediante un método de dispersión por difracción con láser. En ese caso, se permite que se evalúe el diámetro medio de grano como un diámetro mediana D50 (que  
15 corresponde a un 50 % en volumen acumulado que es el diámetro de partícula obtenido en el momento en que se cuentan las partículas en orden ascendente de diámetros de partícula hasta que se alcanza un 50 % en volumen de la totalidad por conversión).

20 Cuando está presente el polvo atomizado, surge la tendencia de que la resistencia y la propiedad magnética mejoran en comparación con el caso del polvo pulverizado solo. De ese modo, en la presente invención, siempre que esté presente el polvo atomizado, la proporción entre el polvo pulverizado y el polvo atomizado no se limita a este valor particular. Sin embargo, incluso cuando la proporción del polvo atomizado se aumenta más de lo requerido, se satura la mejora de la resistencia. La cantidad de resina aislante requerida para unir conjuntamente el polvo aumenta y por lo tanto se satura la mejora en la propiedad magnética. En ese caso, cuando la proporción se aumenta  
25 adicionalmente, esto causa un aumento en la pérdida magnética y una disminución en la permeabilidad inicial. El polvo atomizado causa un mayor coste que el polvo pulverizado. De ese modo, es más preferente que cuando se hace referencia a la cantidad total del polvo de material magnético blando y el polvo de Cu como un 100 % en masa, el contenido del polvo atomizado es de un 1 a un 20 % en masa.

30 Existe un límite en la tendencia a mejorar de la resistencia o la propiedad magnética por medio de mezclar meramente el polvo atomizado en el polvo pulverizado como se ha descrito anteriormente. Por el contrario, los presentes inventores han descubierto que la presencia de polvo de cobre, que es intrínsecamente desventajosa para asegurar el aislamiento entre el polvo magnético blando, reduce la pérdida de núcleo adicional y, además, aumenta la resistencia.  
35

La razón del efecto obtenido mediante la dispersión del polvo de Cu entre el polvo magnético blando no es clara. Sin embargo, se propone la siguiente deducción.

40 El polvo de Cu es más blando que el polvo de material magnético blando y por lo tanto se deforma plásticamente con facilidad en el momento de la compactación. Esto contribuye a una mejora de la densidad y la resistencia. Además, esta deformación plástica relaja también la tensión en el polvo de material magnético blando. Aunque se describen detalles posteriormente, la configuración en la que el polvo de Cu se dispersa entre el polvo de material magnético blando se permite que se lleve a cabo mediante un método en el que el polvo de cobre se añade antes de la compactación al polvo de material magnético blando de un modo tal que se forman partículas agregadas en las  
45 que el polvo atomizado y el polvo de Cu de la aleación magnética blanda basada en Fe se unen a la superficie de una partícula del polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe usando un aglutinante orgánico. Cuando se emplean las formas de partículas agregadas, el polvo de material magnético blando y el polvo de Cu no se separan el uno del otro antes de la compactación. Además, también se espera una mejora en la fluidez del polvo en el momento de la formación por presión.  
50

Además, en la presente invención, como polvo de material magnético blando, también puede estar contenido polvo de material magnético blando distinto del polvo pulverizado y el polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe. Sin embargo, la configuración en la que el polvo de material magnético blando solo está compuesto por el polvo pulverizado y el polvo atomizado es ventajosa para la reducción de pérdida de núcleo y similar. Además,  
55 en la presente invención, puede estar contenido polvo de metal no magnético distinto del polvo de Cu. Sin embargo, con el fin de que se pueda expresar el efecto del polvo de Cu en su máxima extensión, es más preferente que el polvo de metal no magnético consista solo en polvo de Cu. Además, en algunos casos, se forma un aislante inorgánico que tiene un grosor de orden submicrométrico sobre la superficie de una partícula de polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe.  
60

Aquí, se describen además características importantes de la presente invención. La dispersión de polvo de Cu conseguida por adición de polvo de Cu expresa un efecto considerable no solo en la mejora de la densidad y de la resistencia sino también en la reducción de pérdida. Cuando se dispersa polvo de Cu entre el polvo pulverizado con forma de hoja delgada, la pérdida de núcleo se reduce en comparación con un caso en el que no está contenido el  
65 polvo de Cu, es decir, no está disperso el polvo de Cu. Se ha reconocido que incluso una cantidad muy pequeña de polvo de Cu expresa un efecto de reducción considerable de la pérdida de núcleo. De ese modo, la cantidad de uso

se permite que se suprima es pequeña. Por el contrario, cuando la cantidad de uso aumenta, se obtiene un efecto de reducción considerable de la pérdida de núcleo. De ese modo, la configuración en la que está contenido polvo de Cu y el polvo de Cu está disperso entre el polvo de material magnético blando se permite que se reconozca como una configuración preferente para la reducción de pérdida de núcleo.

5 En la presente invención, en la expresión en la que está disperso polvo de Cu entre polvo de material magnético blando, no se requiere indispensablemente que el polvo de Cu este interpuesto en todas partes en el polvo de material magnético blando. Es decir, es suficiente que el polvo de Cu este interpuesto entre al menos una parte del polvo de material magnético blando, es decir, entre el polvo pulverizado y el polvo pulverizado, entre el polvo pulverizado y el polvo atomizado, y entre el polvo atomizado y el polvo atomizado. La Figura 1 ilustra, a modo de modelo, una situación en la que las partículas están presentes independientemente. Sin embargo, en algunos casos, estas partículas están presentes de forma agregada.

15 Además, el polvo de Cu está compuesto por cobre metálico (Cu) o una aleación de cobre y puede contener impurezas inevitables. Además, por ejemplo, la aleación de Cu es Cu-Sn, Cu-P, Cu-Zn, o similar y es polvo cuyo componente principal es Cu (está contenido un 50 % en átomos o más de Cu). Entre el Cu y las aleaciones de Cu, se puede emplear al menos un tipo. Sin embargo, entre estos, el Cu que es blando es más preferente.

20 Cuando se dispersa una gran cantidad de polvo de Cu, la resistencia o similar mejora más. Desde esta perspectiva, no se expone el contenido de Cu. Sin embargo, el propio polvo de Cu es un material no magnético. De ese modo, cuando se tiene en cuenta la función como núcleo de polvo metálico, por ejemplo, un 20 % en masa o menos es un intervalo práctico para el contenido de polvo de Cu con respecto a un 100 % en masa del polvo de material magnético blando. Incluso una cantidad muy pequeña de polvo de Cu expresa un efecto de reducción de pérdida suficiente. Sin embargo, por otra parte, un contenido excesivo de polvo de Cu causa una tendencia de reducción de permeabilidad magnética.

25 Además, desde la perspectiva de utilizar un efecto suficiente obtenido por contener polvo de Cu, es más preferente que cuando se hace referencia a la cantidad total del polvo de material magnético blando y el polvo de Cu como un 100 % en masa, el contenido de polvo de Cu es un 0,1 % en masa o mayor. Por otra parte, desde la perspectiva de mantener la propiedad magnética tal como la permeabilidad incremental, es más preferente que el contenido de polvo de Cu sea un 5 % en masa o inferior. Además, preferentemente, el contenido de polvo de Cu es de un 0,3 a 3 % en masa. Además, más preferentemente, el contenido es de un 0,3 a un 1,4 % en masa.

30 La morfología del polvo de Cu dispersado no se limita a ninguna particular. Sin embargo, desde la perspectiva de la mejora de la fluidez en el momento de la formación presurizada, el polvo de Cu es granular, en especial, esférico. Tal polvo de Cu se obtiene, por ejemplo, mediante un método de atomización. Sin embargo, el método no se limita a este.

35 Es suficiente que el diámetro de grano del polvo de Cu esté a un nivel que permita al menos la dispersión entre el polvo pulverizado con forma de placa delgada. El polvo granular como el polvo de Cu que es más blando que el polvo de material magnético blando mejora la fluidez del polvo de material magnético blando y, al mismo tiempo, se deforma plásticamente en el momento de la compactación de un modo tal que se reducen los huecos entre el polvo de material magnético blando. Por ejemplo, con el fin de que se puedan reducir de forma más fiable los huecos entre el polvo pulverizado, el diámetro de grano del polvo de Cu es menor o igual que el grosor del polvo pulverizado. Además, es más preferente que el diámetro de grano sea un 50 % o menos del grosor del polvo pulverizado.

40 El polvo pulverizado con forma de hoja delgada se obtiene mediante la pulverización de una aleación magnética blanda con forma de cinta. En ese caso, como el grosor de la cinta de la aleación magnética blanda o similar antes de la pulverización, teniendo en cuenta el grosor de una cinta de aleación amorfa ordinaria o una cinta de aleación nanocristalina, el polvo de Cu de 8  $\mu\text{m}$  o menor tiene una alta universalidad y por lo tanto es más preferente. Cuando el diámetro de grano se vuelve excesivamente pequeño, la fuerza cohesiva del polvo se hace grande y por lo tanto la dispersión se vuelve difícil. De ese modo, el diámetro de grano del polvo de Cu es 2  $\mu\text{m}$  o mayor. El diámetro de grano del polvo de Cu que se emplea como materia prima se puede evaluar como el diámetro mediana D50 (un diámetro de partícula que corresponde a un 50 % en volumen acumulado; denominado en lo sucesivo en el presente documento diámetro medio de grano).

45 Por ejemplo, como la cinta de aleación magnética blanda, se emplea una cinta templada obtenida por templado de aleación fundida como en una técnica de laminado individual. La composición de la aleación no se limita a una particular y se puede seleccionar de acuerdo con las características requeridas. En el caso de una cinta de aleación amorfa, es preferente emplear una cinta de aleación amorfa basada en Fe que tiene una alta densidad de flujo magnético de saturación Bs de 1,4 T o mayor. Por ejemplo, se puede emplear una cinta de aleación amorfa basada en Fe o basada en Fe-Si-B o similar representada por Metglas (marca comercial registrada) 2605SA1. Además, también se puede emplear una composición basada en Fe-Si-B-C, una composición basada en Fe-Si-B-C-Cr, o similar que contiene otros elementos. Además, una parte del Fe se puede reemplazar por Co o Ni.

65

Por otra parte, en el caso de una cinta de aleación nanocrystalina, es preferente emplear una cinta de aleación nanocrystalina basada en Fe que tiene una alta densidad de flujo magnético de saturación  $B_s$  de 1,2 T o mayor. La cinta de aleación nanocrystalina empleada puede ser una cinta de aleación magnética blanda conocida en la técnica convencional y que tiene una estructura microcrystalina cuyo diámetro de grano es 100 nm o menor. De forma específica, por ejemplo, se puede emplear una cinta de aleación nanocrystalina basada en Fe de base Fe-Si-B-Cu-Nb, de base Fe-Cu-Si-B, de base Fe-Cu-B, de base Fe-Ni-Cu-Si-B, o similar. Además, se puede emplear una sustancia en la que una parte de estos elementos se reemplazan o una sustancia en la que se añaden otros elementos.

Como tal, cuando se emplea una aleación nanocrystalina basada en Fe como el material magnético, es suficiente que el polvo pulverizado en el núcleo de polvo metálico obtenido finalmente tenga una estructura nanocrystalina. De ese modo, en el momento de la pulverización o la mezcla, la cinta de aleación magnética blanda puede ser una cinta de aleación nanocrystalina basada en Fe o alternativamente una cinta de aleación basada en Fe que muestra una estructura nanocrystalina basada en Fe. La cinta de aleación que muestra una estructura nanocrystalina basada en Fe indica una cinta de aleación cuyo polvo pulverizado tiene una estructura nanocrystalina basada en Fe en el núcleo de polvo metálico obtenido finalmente que ha experimentado un tratamiento de cristalización independientemente de estar en un estado de aleación amorfa en el momento de la pulverización. Por ejemplo, esto corresponde a un caso en el que el tratamiento térmico de cristalización se lleva a cabo sobre el polvo pulverizado después de pulverización, un caso en el que el tratamiento térmico de cristalización se lleva a cabo sobre un artículo formado después de la formación, u otro caso.

El grosor de la cinta de aleación magnética blanda está dentro de un intervalo de 10 a 50  $\mu\text{m}$ . Cuando el grosor es menor de 10  $\mu\text{m}$ , la resistencia mecánica de la propia cinta de aleación es baja y por lo tanto la colada estable de una cinta de aleación larga se vuelve difícil. Además, cuando el grosor excede de 50  $\mu\text{m}$ , una parte de la aleación se cristaliza con facilidad y, por lo tanto, en algunos casos, las características se degradan. Es más preferente que el grosor de la cinta de aleación magnética blanda sea de 13 a 30  $\mu\text{m}$ .

Además, cuando el diámetro de grano del polvo pulverizado de la cinta de aleación magnética se hace más pequeño, la tensión de procesamiento introducida mediante la pulverización se vuelve más grande. Esto causa un aumento en la pérdida de núcleo. Por otra parte, cuando el diámetro de grano es grande, la fluidez disminuye de un modo tal que la mejora de la densidad se vuelve difícil de conseguir. De ese modo, el diámetro de grano del polvo pulverizado de cinta de aleación magnética blanda en una dirección (las direcciones en el plano de las superficies principales) perpendiculares a la dirección de grosor es más de 2 veces el grosor y preferentemente menor o igual que 6 veces.

En el núcleo de polvo metálico, cuando se adoptan medios para el aislamiento entre el polvo de material magnético blando, la pérdida de corriente parásita se suprime de un modo tal que se permite que se consiga una pérdida magnética baja. De ese modo, es preferente proporcionar un revestimiento de aislamiento delgado sobre la superficie de una partícula del polvo pulverizado. El propio polvo pulverizado se puede oxidar de un modo tal que se pueda formar una película de óxido sobre la superficie. Con el fin de que tal película de óxido tenga uniformidad y alta fiabilidad se puede formar un estado en el que se suprime el daño al polvo pulverizado, es más preferente proporcionar una película de óxido distinta de un óxido del componente de aleación del polvo de material magnético blando.

A continuación, se describe posteriormente un proceso de fabricación para un núcleo de polvo metálico en el que se dispersa polvo de Cu. El método de fabricación de la presente invención es un método de fabricación para un núcleo de polvo metálico construido partir de polvo de material magnético blando en el que están contenidos polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe y polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe como polvo de material magnético blando y que incluye: un primer proceso de mezclar conjuntamente el polvo de material magnético blando y el polvo de Cu; y un segundo proceso de llevar a cabo una formación a presión del polvo mezclado obtenido en el primer proceso. Como resultado del primer proceso y el segundo proceso, se obtiene un núcleo de polvo metálico en el que el polvo de Cu está disperso entre el polvo de material magnético blando. Como se ha descrito anteriormente, es preferente que el contenido de polvo de Cu sea de un 0,1 a un 5 % en masa con respecto a la cantidad total de un 100 % en masa del polvo de material magnético blando y el polvo de Cu. En lo que respecta a una parte distinta del primero y el segundo procesos, se puede aplicar de forma adecuada una configuración de acuerdo con un método de fabricación para un núcleo de polvo metálico conocido en la técnica convencional cuando se requiera.

El primer lugar, a continuación se describe un método de fabricación para el polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe empleado en el primer proceso por referencia a un ejemplo en el que se emplea una cinta de aleación magnética blanda. En la pulverización de una cinta de aleación magnética blanda, la capacidad de pulverización mejora cuando se lleva a cabo con antelación un tratamiento de fragilización. Por ejemplo, una cinta de aleación amorfa basada en Fe tiene una propiedad en la que la fragilización está causada por tratamiento térmico a 300 °C o mayor de un modo tal que la pulverización se vuelve sencilla. Cuando la temperatura de este tratamiento térmico se aumenta, la fragilización se produce más fuertemente de un modo tal que la pulverización se vuelve fácil. Sin embargo, cuando la temperatura excede de 380 °C, comienza la cristalización.



Aquí, una cristalización considerable de un polvo pulverizado afecta a un aumento en la pérdida de núcleo Pcv del núcleo de polvo metálico. De ese modo, una temperatura de tratamiento térmico de fragilización preferente es 320 °C o mayor y 380 °C o menor. El tratamiento de fragilización se puede llevar a cabo en un estado bobinado en el que la cinta está enrollada. Alternativamente, el tratamiento de fragilización se puede llevar a cabo en un estado en forma de bloque cuando una cinta o lámina no enrollada se prensa a una forma dada. Sin embargo, este procesamiento de fragilización no es indispensable. Por ejemplo, en el caso de una cinta de aleación nanocristalina o una cinta de aleación que muestra una estructura nanocristalina que es intrínsecamente frágil, el tratamiento de fragilización puede no incluirse.

Aquí, se permite que se obtenga el polvo pulverizado mediante una etapa de pulverización. Sin embargo, con el fin de obtener un diámetro de grano deseado, desde la perspectiva de la capacidad de pulverización y de la uniformidad en el diámetro de grano, es preferente que el proceso de pulverización se divida en al menos dos etapas y se lleve a cabo en forma de pulverización gruesa y pulverización fina posterior a esta de un modo tal que el diámetro de grano se reduzca gradualmente. Es más preferente que la pulverización se lleve a cabo en tres etapas que consistan en pulverización gruesa, pulverización media, y pulverización fina. En el caso en el que la cinta esté en un estado bobinado o en un estado en forma de bloque, es preferente que la cinta se resquebraje antes de la pulverización gruesa. En cada proceso de resquebrajamiento para la pulverización, se emplea un aparato mecánico diferente. Es decir, es preferente que el resquebrajamiento al tamaño de un puño se lleve a cabo usando una máquina de reducción por compresión, la pulverización gruesa en láminas delgadas de 2 o 3 cm<sup>2</sup> se lleva a cabo usando una mezcladora universal, la pulverización media en hojas delgadas de 2 o 3 mm<sup>2</sup> se lleva a cabo usando un molino de fuerza, y la pulverización fina en hojas de 100 μm<sup>2</sup> se lleva a cabo usando un molino de impacto.

Con el fin de homogeneizar el diámetro de grano, es preferente que la clasificación se lleve a cabo en el polvo pulverizado que ha experimentado el último proceso de pulverización. El método de clasificación no se limita a uno particular. Sin embargo, un método que emplea un tamiz es sencillo y preferente.

El polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe se obtiene mediante un método de atomización tal como atomización de gas o atomización de agua. En lo que respecta a la composición del polvo atomizado, de forma similar al polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe que se ha descrito anteriormente, se puede emplear una composición de diversos tipos. La composición del polvo pulverizado y la composición del polvo atomizado pueden ser iguales entre sí o pueden ser diferentes entre sí.

Con el fin de reducir la pérdida, es preferente que se proporcione un revestimiento de aislamiento al menos sobre la superficie del polvo pulverizado entre el polvo pulverizado y el polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe. A continuación se describe un método de formación para esto por referencia al ejemplo de polvo pulverizado de cinta de aleación magnética blanda basada en Fe. Cuando se lleva a cabo un tratamiento térmico en el polvo pulverizado en una atmósfera húmeda a 100 °C o mayor, el Fe en el polvo pulverizado se oxida o se hidroxila de un modo tal que se permite que se forme un revestimiento de aislamiento de óxido de hierro o hidróxido de hierro.

En lo que respecta al revestimiento de aislamiento, una configuración en la que se proporciona una película de óxido de silicio sobre la superficie del polvo de material magnético blando es más preferente. El óxido de silicio es excelente en aislamiento. Además, se forma con facilidad una película homogénea mediante un método que se describe posteriormente. Con el fin de un aislamiento fiable, es preferente que el grosor de la película de óxido de silicio sea de 50 nm o mayor. Por otra parte, cuando la película de óxido de silicio se vuelve excesivamente gruesa, la distancia entre las partículas de polvo de material magnético blando se vuelve grande y por lo tanto se reduce la permeabilidad magnética. De ese modo, es preferente que el revestimiento sea de 500 nm o menor.

El polvo pulverizado se sumerge y se agita en una solución mixta de TEOS (tetraetoxisilano), etanol, y amoníaco acuoso, y a continuación se seca de un modo tal que se permita que se forme la película de óxido de silicio que se ha descrito anteriormente sobre la superficie de una partícula del polvo pulverizado. De acuerdo con este método, se forma una capa de óxido de silicio con una forma plana y de red sobre la superficie de una partícula del polvo pulverizado. De ese modo, se permite que se forme un revestimiento de aislamiento que tiene un grosor uniforme sobre la superficie de una partícula del polvo pulverizado.

A continuación, se describe posteriormente el primer proceso de mezcla conjunta del polvo de material magnético blando que contiene el polvo pulverizado y el polvo atomizado y el polvo de Cu. El método de mezcla para el polvo de material magnético blando y el polvo de Cu no se limita a ninguno particular. En ese caso, por ejemplo, se puede emplear una mezcladora de agitación de tipo seco. Además, en el primer proceso, se mezcla el siguiente aglutinante orgánico o similar. El polvo de material magnético blando, el polvo de Cu, el aglutinante orgánico, el aglutinante a alta temperatura, y similar se permite que se mezclen simultáneamente. Sin embargo, desde la perspectiva de mezclar uniforme y eficazmente el polvo de material magnético blando y el polvo de Cu, es más preferente que en el primer proceso se mezclen conjuntamente el polvo de material magnético blando, el polvo de Cu, y el aglutinante a alta temperatura y, después de eso, se añada el aglutinante orgánico y a continuación se lleve a cabo una mezcla adicional. En virtud de esto, se permite que se consiga una mezcla uniforme en un tiempo más corto y por lo tanto se permite que se consiga el acortamiento del tiempo de mezcla.

La mezcla después de la mezcla es en un estado en el que el polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe, el polvo de Cu, y el aglutinante a alta temperatura se unen a la superficie de una partícula de polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe en virtud del aglutinante orgánico. En el estado en el que se mezcla el aglutinante orgánico, el polvo mezclado está en un estado de polvo aglomerado que tiene una amplia distribución de tamaño de grano en virtud de la función de aglutinación del aglutinante orgánico. Cuando el polvo aglomerado se hace pasar y se resquebraja a través de un tamiz mediante el uso de un tamiz de vibración o similar, se obtiene polvo granulado ajustado (partículas agregadas).

En el momento de la formación por presión del polvo mixto del polvo de material magnético blando y el polvo de Cu, el aglutinante orgánico se puede emplear con el fin de aglutinar conjuntamente el polvo a temperatura ambiente. Por otra parte, la aplicación de un tratamiento térmico posterior a la formación (recocido) descrito anteriormente es eficaz con el fin de retirar la tensión de procesamiento mediante pulverización o formación. Cuando se aplica este tratamiento térmico, el aglutinante orgánico casi desaparece por descomposición térmica. De ese modo, en el caso del aglutinante orgánico solo, la fuerza de unión en las partículas de polvo individuales del polvo de material magnético blando y el polvo de Cu se pierde después del tratamiento térmico de un modo tal que ya no se permite que se mantenga la resistencia del núcleo de polvo metálico en algunos casos. De ese modo, con el fin de que el polvo pueda estar unido conjuntamente incluso después del tratamiento térmico, es eficaz añadir un aglutinante a alta temperatura junto con el aglutinante orgánico. Es preferente que el aglutinante a alta temperatura representado por un aglutinante orgánico sea un aglutinante que, en un intervalo de temperatura en el que el aglutinante orgánico adolece de descomposición térmica, comience a expresar fluidez y de ese modo se humedezca y se extienda sobre la superficie de polvo de un modo tal que una conjuntamente las partículas de polvo. Cuando se aplica el aglutinante a alta temperatura, se permite que se mantenga la cara de adhesión incluso después de enfriarse a temperatura ambiente.

Es preferente que el aglutinante orgánico sea un aglutinante que mantenga la fuerza de unión en el polvo de un modo tal que no se produzca ninguna astilla ni ninguna grieta en el compacto en la manipulación anterior al proceso de prensado y el tratamiento térmico, y que adolezca de una fácil descomposición térmica mediante el tratamiento térmico posterior al prensado. Una resina de base acrílica o un alcohol polivinílico es preferente como aglutinante cuya descomposición térmica casi se completa mediante el tratamiento térmico posterior a la formación.

Como aglutinante a alta temperatura, un vidrio de bajo punto de fusión en el que se obtiene fluidez a temperaturas relativamente bajas y una resina de silicona que es excelente en resistencia térmica y aislamiento son preferentes. Como resina de silicona, una resina de metil silicona y una resina de fenilmetil silicona son más preferentes. La cantidad que se añade se puede determinar de acuerdo con: la fluidez del aglutinante a alta temperatura y la humectabilidad y la resistencia adhesiva con respecto a la superficie de polvo; el área superficial del polvo metálico y la resistencia mecánica requerida en el núcleo de polvo metálico después del tratamiento térmico; y la pérdida de núcleo requerida. Cuando la cantidad añadida del aglutinante a alta temperatura aumenta, la resistencia mecánica del núcleo de polvo metálico aumenta. Sin embargo, al mismo tiempo, la tensión del polvo de material magnético blando también aumenta. De ese modo, surge la tendencia de que la pérdida de núcleo también aumenta. Por lo tanto, la baja pérdida de núcleo y la alta resistencia mecánica están en una relación de compensación. La cantidad que se añade se expone apropiadamente de acuerdo con la pérdida de núcleo y la resistencia mecánica requeridas.

Además, con el fin de reducir la fricción entre el polvo y el molde de metal en el momento del procesamiento, es preferente que se añada ácido esteárico o estearato tal como estearato de cinc a las partículas agregadas de un 0,3 a un 2,0 % en masa con respecto a la masa total del polvo de material magnético blando, el polvo de Cu, el aglutinante orgánico, y el aglutinante a alta temperatura y a continuación se lleve a cabo la mezcla.

El polvo mixto obtenido en el primer proceso se granula como se ha descrito anteriormente y a continuación se proporciona al segundo proceso de llevar a cabo una formación por presión. El polvo mixto granulado se forma en una forma dada tal como una forma toroidal y una forma de paralelepípedo rectangular mediante formación por presión mediante el uso de un molde de deformación. Por lo general, la formación se permite que se consiga a una presión mayor o igual que 1 GPa y menor o igual que 3 GPa con un tiempo de residencia de varios segundos o similar. La presión y el tiempo de residencia se optimizan de acuerdo con el contenido de aglutinante orgánico y la resistencia compacta requerida. En el núcleo de polvo metálico, desde la perspectiva de la resistencia y las características, en la práctica es preferente una compactación de  $5,3 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$  o mayor.

Con el fin de obtener la propiedad magnética, es preferente que se relaje la deformación por tensión causada por el proceso de pulverización que se ha descrito anteriormente y el segundo proceso de formación. En el caso de polvo pulverizado obtenido por pulverización de una cinta de aleación amorfa basada en Fe y que tiene una estructura amorfa, cuando a temperatura de tratamiento térmico es baja, la tensión que permanece en el momento de la pulverización y la formación no se relaja lo suficiente y por lo tanto la pérdida de núcleo no se reduce lo suficiente en algunos casos. Con el fin de obtener el efecto de relajación de la deformación por tensión, es preferente que el tratamiento térmico se lleve a cabo a 350 °C o mayor. Con el aumento de la temperatura de tratamiento térmico, la resistencia del núcleo de polvo metálico también aumenta. Por otra parte, cuando la temperatura de tratamiento térmico aumenta, en el polvo pulverizado que no tiene una composición que cause la expresión de una estructura nanocristalina, se depositan granos cristalinos gruesos (una fase cristalina de  $\alpha\text{-Fe}$ ) de la matriz amorfa de un modo

tal que se produce pérdida por histéresis y por lo tanto comienza a aumentar la pérdida magnética. Sin embargo, cuando la fase cristalina de  $\alpha$ -Fe depositada en la matriz amorfa está en una cantidad pequeña, existe una región de temperatura de tratamiento térmico tal que el efecto de reducción de estrés residual excede el aumento en la pérdida de núcleo causada por la cristalización. De ese modo, es suficiente que los límites superior e inferior de la temperatura de tratamiento térmico se establezcan para que sea un intervalo de temperatura en el que se obtengan de forma adecuada las propiedades magnéticas preferentes incluyendo la pérdida magnética así como la resistencia. Preferentemente, el límite superior de la temperatura de tratamiento térmico es la temperatura de cristalización  $T_x - 50\text{ }^\circ\text{C}$  o menor.

Aquí, la temperatura de cristalización  $T_x$  varía dependiendo de la composición de la aleación amorfa. Además, una deformación por tensión actúa fuertemente sobre el polvo pulverizado y, por lo tanto, en algunos casos, la energía de deformación reduce la temperatura de cristalización  $T_x$  en varias decenas de grados C en comparación con la cinta de aleación magnética blanda antes de la pulverización. Aquí, se supone que la temperatura de cristalización  $T_x$  indica una temperatura de inicio exotérmica obtenida de un modo tal que se aumenta la temperatura del polo pulverizado a una velocidad de aumento de temperatura de  $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$  en calorimetría diferencial de barrido de acuerdo con el método de determinación de temperaturas de cristalización de metales amorfos que se expone en la norma JIS H 7151. Aquí, la deposición de la fase cristalina en la matriz amorfa comienza gradualmente a una temperatura menor que la temperatura de cristalización  $T_x$  y progresa rápidamente por encima de la temperatura de cristalización  $T_x$ .

El tiempo de residencia para la temperatura de pico en el momento del tratamiento térmico se ajusta de forma adecuada de acuerdo con el tamaño del núcleo de polvo metálico, la producción, el rango permisible de variaciones características, y similar. Sin embargo, es preferente de 0,5 a 3 horas. La temperatura de tratamiento térmico que se ha descrito anteriormente es muy inferior que el punto de fusión del polvo de Cu. De ese modo, el polvo de Cu se mantiene en un estado disperso incluso después del tratamiento térmico.

Por otra parte, en el caso en el que la cinta de aleación magnética blanda sea una cinta de aleación nanocristalina o una cinta de aleación que muestra una estructura nanocristalina basado en Fe, el tratamiento de cristalización se lleva a cabo en una etapa del proceso de modo que imparta una estructura nanocristalina al polvo pulverizado. Es decir, el tratamiento de cristalización se puede llevar a cabo antes de la pulverización y el tratamiento de cristalización se puede llevar a cabo después de la pulverización. Aquí, el ámbito del tratamiento de cristalización incluye también tratamiento térmico para aceleración de la cristalización para mejorar la proporción de la estructura nanocristalina. El tratamiento de cristalización también puede servir como tratamiento térmico para la relajación de tensiones posterior al prensado o, alternativamente, se puede llevar a cabo como un proceso separado del tratamiento térmico para la relajación de tensiones. Sin embargo, desde la perspectiva de la simplificación del proceso de fabricación, es preferente que el tratamiento de cristalización sirva también como tratamiento térmico para la relajación de tensiones posterior al prensado. Por ejemplo, en el caso de una cinta de aleación que muestra una estructura nanocristalina basada en Fe, es suficiente que el tratamiento térmico posterior al prensado que sirve también como tratamiento de cristalización se lleve a cabo dentro de un intervalo de  $390\text{ }^\circ\text{C}$  a  $480\text{ }^\circ\text{C}$ . Además, en el caso en el que se ha de expresar una estructura nanocristalina en el polvo atomizado, es suficiente que se aplique un proceso similar al que se ha descrito anteriormente.

El componente de bobina de la presente invención incluye: un núcleo de polvo metálico obtenido como se ha descrito anteriormente; y una bobina enrollada alrededor del núcleo de polvo metálico. La bobina puede estar construida por bobinado de un alambre de plomo alrededor del núcleo de polvo metálico o, alternativamente, por bobinado de un alambre de plomo alrededor de una bobina. Por ejemplo, el componente de bobina es una inductancia, un inductor, un reactor, un transformador, o similar. Por ejemplo, el componente de bobina se emplea en un circuito PFC adoptado en un electrodoméstico tal como una televisión o un aire acondicionado, en un circuito de fuente de energía para generación de energía fotovoltaica o de un vehículo híbrido o un vehículo eléctrico, o similar, de un modo tal que contribuya a la reducción de pérdida y la mejora eficaz en estos dispositivos y aparatos.

[Realizaciones]

(Realización 1 y Ejemplo de Comparación 1)

(Fabricación de polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe)

Se empleó un material 2605SA1 de Metglas (marca comercial registrada) que tenía un grosor medio de  $25\text{ }\mu\text{m}$  y una anchura de  $200\text{ mm}$  y estaba fabricado por Hitachi Metals, Ltd. El material 2605SA1 es una cinta de aleación amorfa basada en Fe de material basado en Fe-Si-B. Esta cinta de aleación amorfa basada Fe se enrolló en un artículo enrollado en un estado bobinado que tenía un diámetro de bobinado de  $\phi 200\text{ mm}$ . El artículo se calentó a  $360\text{ }^\circ\text{C}$  durante 2 horas en un horno y una atmósfera de aire seco de un modo tal que se llevara a cabo una fragilización. Después de sacar el artículo bobinado del horno se enfrió, y se llevaron a cabo sucesivamente una pulverización gruesa, una pulverización media y una pulverización fina mediante diferentes pulverizadores. El polvo pulverizado obtenido de cinta de aleación amorfa basada en hierro (denominado simplemente en lo sucesivo en el presente documento polvo pulverizado) se hizo pasar a través de un tamiz que tenía una apertura de  $106\text{ }\mu\text{m}$  ( $150\text{ }\mu\text{m}$  en

diagonal) y a continuación se retiró el polvo pulverizado de gran tamaño que había quedado en el tamiz. El polvo pulverizado obtenido se clasificó mediante una pluralidad de tamices que tenían diferentes aperturas de un modo tal que se evaluara la distribución de tamaño de grano. La Figura 5 es un diagrama de distribución de tamaño de grano para el polvo pulverizado. El diámetro medio de grano (D50) calculado a partir de la distribución de tamaño de grano obtenida fue de 98  $\mu\text{m}$ . Además, la Figura 6 ilustra el resultado de análisis térmico diferencial obtenido mediante calorimetría diferencial de barrido. La generación térmica comenzó a observarse desde 410  $^{\circ}\text{C}$  y se reconocieron dos picos de generación térmica a 510  $^{\circ}\text{C}$  y 550  $^{\circ}\text{C}$ . A partir del resultado obtenido, la temperatura de cristalización Tx fue de 495  $^{\circ}\text{C}$ . Además, en el caso de que el tratamiento térmico del polvo pulverizado de aleación amorfa basada en Fe se llevara a cabo de 350  $^{\circ}\text{C}$  a 500  $^{\circ}\text{C}$ , en el patrón de difracción de difracción de rayos X a una temperatura de tratamiento térmico de 410  $^{\circ}\text{C}$  o mayor, una estructura amorfa fue el componente principal pero se reconoció un cristal de  $\alpha$ -Fe de aleación.

(Formación de película de óxido de silicio sobre la superficie de polvo pulverizado)

Se mezclaron conjuntamente 5 kg de polvo pulverizado, 200 g de TEOS (tetraetoxisilano,  $\text{Si}(\text{OC}_2\text{H}_5)_4$ ), 200 g de solución acuosa de amoníaco (con un contenido de amoníaco de un 28 a un 30 % en volumen), y 800 g de etanol y a continuación se agitaron durante 3 horas. A continuación, el polvo pulverizado se separó y a continuación se secó en un horno a 100  $^{\circ}\text{C}$ . Después del secado, se observó la sección transversal del polvo pulverizado mediante un SEM. A continuación, se formó una película de óxido de silicio sobre la superficie y su grosor fue de 80 a 150 nm.

Por otra parte, como polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe, se preparó polvo atomizado de aleación amorfa basada en Fe (fórmula de la composición:  $\text{Fe}_{74}\text{B}_{11}\text{Si}_{11}\text{C}_2\text{Cr}_2$ ) (denominado simplemente polvo atomizado). Este polvo atomizado no se cristalizó hasta que se llevó a cabo un tratamiento térmico a 510  $^{\circ}\text{C}$  o menor. La distribución del tamaño de grano y el diámetro medio de grano se midieron usando un dispositivo de medición de distribución de diámetro de partícula de tipo dispersión de difracción por láser (fabricado por Nikkiso Co., Ltd.; Microtrac). La Figura 7 es un diagrama de distribución de tamaño de grano del polvo atomizado. El diámetro medio de grano medido (D50) del polvo atomizado fue de 6  $\mu\text{m}$ .

Además, como polvo de Cu, se empleó polvo atomizado esférico HXR-Cu fabricado por Nippon Atomized Metal Powders Corporation y que tenía un diámetro medio de grano (D50) de 5  $\mu\text{m}$ . La Figura 8 es un diagrama de distribución de tamaño de grano del polvo de Cu.

(Primer proceso (mezcla de polvo de material magnético blando y polvo de Cu))

Se pesaron el polvo pulverizado, el polvo atomizado, y el polvo de Cu que se enumeran en la Tabla 1 en las proporciones en masa que se enumeran en la Tabla 1 de un modo tal que la cantidad total se convirtiera en un 100 % en masa. Además, se mezclaron un 0,66 % en masa de fenilmetil silicona (SILRES H44 fabricada por Wacker Asahikasei Silicone Co., Ltd.) que sirve como aglutinante a alta temperatura y un 1,5 % en masa de resina acrílica (Polysol AP-604 fabricada por Showa Highpolymer Co., Ltd.) que sirve como aglutinante orgánico en el total de un 100 % en masa del polvo pulverizado, el polvo atomizado, y el polvo de Cu. A continuación, el polvo obtenido se secó a 120  $^{\circ}\text{C}$  durante 10 horas de un modo tal que se obtuviera un polvo mezclado. La Figura 9 es una fotografía de SEM que presenta el aspecto externo del polvo mezclado. El polvo mezclado estaba en un estado en el que el polvo atomizado, el polvo de cobre, y similar están unidos a la periferia del polvo pulverizado mediante el aglutinante orgánico.

Aquí, con fines de comparación, también se prepararon polvos mezclados (n.º 1 a 7) que se fabricaron por adición de ninguna cantidad de polvo de Cu y cambiando la cantidad añadida del polvo atomizado.

(Segundo proceso (prensado) y tratamiento térmico)

Cada polvo mezclado obtenido en el primer proceso se paso a través de un tamiz que tenía una apertura de 425  $\mu\text{m}$  de un modo tal que se obtuviera un polvo granulado que tenía un diámetro máximo de aproximadamente 600  $\mu\text{m}$  o menor. Se mezcló un 0,4 % en masa de estearato de cinc en un 100 % en masa de este polvo granulado y a continuación se llevó a cabo una formación por presión a una presión de 2,4 GPa a temperatura ambiente (25  $^{\circ}\text{C}$ ) mediante el uso de una máquina de prensado de un modo tal que se pudiera obtener una forma toroidal que tenía un diámetro exterior de 14 mm, un diámetro interior de 8 mm, y una altura de 6 mm. Se llevó a cabo un tratamiento térmico (recocido) durante 1 hora en el artículo formado obtenido en un horno en atmósfera de aire a 420  $^{\circ}\text{C}$  que es menor que la temperatura de cristalización Tx del polvo pulverizado.

Después del recocido, se observó una sección transversal obtenida por corte del núcleo de polvo metálico en la dirección de compresión de formación y la distribución de cada polvo se investigó mediante el uso de un microscopio de barrido electrónico (SEM/EDX: microscopio de barrido electrónico/espectroscopia de rayos X de energía dispersa). La Figura 10 ilustra una fotografía de SEM de una sección transversal del núcleo de polvo metálico. Además, la Figura 11A es una fotografía de SEM de una sección transversal del núcleo de polvo metálico y la Figura 11B es un diagrama de mapeado que presenta la distribución de Fe en una sección transversal del núcleo de polvo metálico. La Figura 11C es un diagrama de mapeado que presenta la distribución de Si en una sección transversal

del núcleo de polvo metálico. La Figura 11D es un diagrama de mapeado que presenta la distribución de Cu (polvo de Cu) en una sección transversal del núcleo de polvo metálico. En las fotografías de SEM, aparecieron secciones transversales de grosor del polvo pulverizado y por lo tanto se produjo una orientación. Además, se reconoció que el polvo atomizado y el polvo de Cu estaban dispersos entre el polvo pulverizado en el campo de visión de observación.

(Medición de la propiedad magnética y similar)

En el núcleo de polvo metálico de forma toroidal fabricado mediante el proceso que se ha descrito anteriormente, se proporcionó un bobinado de 29 vueltas sobre cada uno de los bobinados primario y secundario usando un alambre de plomo revestido de aislamiento que tenía un diámetro de 0,25 mm. Se midió la pérdida de núcleo P<sub>c</sub>v en condiciones que consistieron en una densidad de flujo magnético máxima de 50 mT, una frecuencia de 50 kHz, una densidad de flujo magnético máxima de 150 mT, y una frecuencia de 20 kHz mediante el uso de un analizador B-H SY-8232 fabricado por Iwatsu Test Instruments Corporation. Además, se midió la permeabilidad inicial  $\mu_i$  para el núcleo de polvo metálico provisto con 30 vueltas de bobinado en unas condiciones de una frecuencia de 100 kHz mediante el uso de un equipo HP4284A fabricado por Hewlett-Packard Company. La permeabilidad incremental  $\mu\Delta$  se midieron en condiciones que consistieron en un campo magnético de corriente continua aplicada de 10 kA/m y una frecuencia de 100 kHz.

Además, se aplicó una carga en la dirección radial del núcleo de polvo metálico de forma toroidal de un modo tal que se midiera la carga máxima P (N) en el momento de la ruptura del núcleo. A continuación, se calculó la resistencia a la compresión radial o (MPa) a partir de la siguiente fórmula

$$\sigma_r = P (D-d)/(l d^2)$$

(Aquí, D: diámetro exterior (mm) del núcleo, d: grosor (mm) del núcleo, e l: altura (mm) del núcleo). Estos resultados se enumeran en la Tabla 1. Aquí, la muestra cuyo n.º se proporciona con un \* en la tabla indica un ejemplo de comparación.

[Tabla 1]

N.º	CONTENIDO DE POLVO ATOMIZADO DE GRUPO DE Fe (% EN MASA)	CONTENIDO DE POLVO DE Cu (% EN MASA)	DENSIDAD ds (x 10 <sup>3</sup> kg/m <sup>3</sup> )	RESISTENCIA A LA COMPRESIÓN RADIAL (MPa)	$\mu_i$	$\mu\Delta$	P <sub>c</sub> v (kW/m <sup>3</sup> ) 50 mT 50 kHz	P <sub>c</sub> v (kW/m <sup>3</sup> ) 150 mT 20 kHz
*1	0,0	0,0	-	6,5	-	32,6	-	157
*2	1	0,0	5,6	6,3	50,4	33,3	37	141
*3	2,9	0,0	5,6	6,8	49,5	33,0	33	141
*4	4,8	0,0	5,6	7,1	53,9	33,6	33	148
*5	9,1	0,0	5,7	7,2	56,3	33,8	29	133
*6	13,0	0,0	5,8	8,3	56,6	33,8	28	130
*7	16,7	0,0	5,7	8,1	55,1	33,4	26	129
8	4,75	0,30	5,7	7,7	52,7	33,5	31	141
9	4,73	0,60	5,6	8,4	51,3	33,2	36	140
10	4,71	1,1	5,6	9,8	51,5	33,3	30	132
11	4,68	1,4	5,6	9,8	49,6	33,1	30	127
- : NO EVALUADO								

Como se enumera en la Tabla 1, en los núcleos de polvo metálico de los ejemplos de comparación con números 1 a 7 en los que no estaba contenido polvo de Cu, existió una tendencia en la que con el aumento de la cantidad añadida del polvo atomizado, aumentan la resistencia a la compresión radial y la permeabilidad incremental. Además, existió una tendencia en la que con el aumento de la cantidad añadida de polvo atomizado la pérdida de núcleo P<sub>c</sub>v disminuye. Sin embargo, también existió una tendencia en la que con el aumento de la cantidad añadida del polvo atomizado, la resistencia a la compresión radial y la permeabilidad incremental se saturaron o se redujeron. Esto indica la presencia de una limitación en la mejora en el rendimiento de compresión radial y similar.

Los núcleos de polvo metálico de números 8 a 11 fueron núcleos de polvo metálico fabricados empleando una cantidad añadida de un 5 % en masa de polvo atomizado del grupo del Fe y mediante el cambio del contenido de polvo de Cu. Como se enumera en la Tabla 1, con el aumento del contenido de polvo de Cu, aumenta la resistencia a la compresión radial. Es decir, se reconoce que cuando se dispersa polvo de Cu entre el polvo de material magnético blando, se obtiene una resistencia a la compresión radial a un nivel aún mayor que en el caso (n.º 4) en el que se añade polvo atomizado del grupo del Fe. En particular, cuando el contenido de polvo de Cu fue de un 1,1 % en masa o mayor, se obtuvo un efecto de mejora considerable en la resistencia a la compresión radial.

Además, como se observa claramente a partir de los resultados en la Tabla 1, con el aumento del contenido de polvo de Cu, la pérdida de núcleo también mejoró. A pesar de que el polvo de Cu es un conductor y por lo tanto no se espera un efecto de aislamiento, la pérdida de núcleo se redujo considerablemente. Esto es un punto característico. Se reconoce que un contenido de polvo de Cu de un 1,1 % en masa o mayor proporciona un efecto de reducción especialmente elevado. Además, cuando el contenido de polvo de Cu es de un 0,3 a un 1,4 % en masa, en un estado en el que mejoran los efectos de reducción de pérdida de núcleo y de mejora de la resistencia, la reducción en la permeabilidad incremental se suprime en 1,5 % en comparación con un caso en el que no está contenido Cu. Es decir, la permeabilidad incremental  $\mu\Delta$  no varía en gran medida a pesar de una disminución en el contenido de Cu. De ese modo, se reconoce que la configuración en la que se añade polvo de Cu y se dispersa es especialmente eficaz en la mejora de la resistencia a la compresión radial y la reducción de la pérdida de núcleo en un estado en el que se suprime la degradación de la propiedad magnética.

(Realización 2)

Se empleó el mismo polvo pulverizado de aleación amorfa basada en Fe que el de la Realización dada anteriormente y, además, se empleó polvo atomizado que tenía la misma composición y diferente distribución del tamaño de grano (D50 es 6,4  $\mu\text{m}$  o 12,3  $\mu\text{m}$ ). Como polvo de cobre, se empleó polvo atomizado esférico HXR-Cu (D50 es 4,8  $\mu\text{m}$  en la Tabla 2) o SFR-Cu (D50 es 7,7  $\mu\text{m}$  en la Tabla 2) fabricado por Nippon Atomized Metal Powders Corporation. A continuación, se empleó un 1 % en masa de fenilmetil silicona (SILRES H44 fabricada por Wacker Asahikasei Silicone Co., Ltd.) como aglutinante a alta temperatura y la temperatura de tratamiento térmico se ajustó para que fuera 425 °C. Las otras condiciones fueron las mismas que las de la Realización 1. Los núcleos de polvo metálico se fabricaron como tales. La propiedad magnética y la resistencia de las muestras obtenidas se enumeran en la Tabla 2.

[Tabla 2]

N.º	CONTENIDO DE POLVO ATOMIZADO DEL GRUPO DEL Fe (% EN MASA)	DIÁMETRO MEDIO DE POLVO ATOMIZADO DEL GRUPO DEL Fe ( $\mu\text{m}$ )	CONTENIDO DE POLVO DE Cu (% EN MASA)	DIÁMETRO MEDIO DE POLVO DE Cu D50 ( $\mu\text{m}$ )	DENSIDAD $d_s$ ( $\times 10^3 \text{ kg/m}^3$ )	RESISTENCIA A LA COMPRESIÓN RADIAL (MPa)	$\mu_i$	$\mu_\Delta$	P <sub>cv</sub> (kW/m <sup>3</sup> ) 50 mT 50 kHz	P <sub>cv</sub> (kW/m <sup>3</sup> ) 150 mT 20 kHz
12	10	6,4	1,5	7,7	5,6	14,5	52,2	31,9	32	156
13	10	12,3	1,5	4,8	5,6	15,8	50,9	31,7	31	154
14	10	12,3	1,5	7,7	5,6	13,9	51,3	31,6	35	166

En los núcleos de polvo metálico obtenidos, como resultado del aumento en la cantidad de aglutinante a alta temperatura, mejoró la resistencia a la compresión radial, la permeabilidad inicial y la permeabilidad incremental disminuyeron, y la pérdida de núcleo aumentó en comparación con la Realización 1. Dentro del intervalo que se enumera en la Tabla 2, no se descubrió ninguna diferencia elevada en la resistencia y la propiedad magnética entre las muestras.

(Realización 3 y Ejemplo de Comparación 2)

Como Realización 3, se empleó el mismo polvo pulverizado de aleación amorfa basan en Fe que en la Realización 1 y, además, se empleó polvo atomizado cuya composición fue la misma que la de la Realización 1 y cuyo D50 fue de 6,4 µm. Además, como polvo de material no magnético, se empleó polvo atomizado de aleación CuSn SF-Br9010 (90 % en masa de Cu, 10 % en masa de Sn, D50: 4,7 µm), SF-Br8020 (80 % en masa de Cu, 20 % en masa de Sn, D50: 5,0 µm), o SF-Br7030 (70 % en masa de Cu, 30 % en masa de Sn, D50: 5,2 µm) fabricado por Nippon Atomized Metal Powders Corporation. A continuación, se añadió un 1 % en masa de fenilmetil silicona (SILRES H44 fabricada por Wacker Asahikasei Silicone Co., Ltd.) que sirvió como aglutinante a alta temperatura y la temperatura de tratamiento térmico se ajustó para que fuera 425 °C. Las otras condiciones fueron las mismas que las de la Realización 1.

Además, como Ejemplo de Comparación 2, se empleó el mismo polvo pulverizado de aleación amorfa basada en Fe y, además, no estaba contenido polvo atomizado. Además, como polvo de material no magnético, se empleó polvo de Sn (SFR-Sn fabricado por Nippon Atomized Metal Powders Corporation), polvo de Ag (HXR-Ag fabricado por Nippon Atomized Metal Powders Corporation), o polvo de Ag (n.º 600F fabricado por Minalco Ltd.). Los núcleos de polvo metálico se fabricaron como tales. En la muestra n.º 20, se empleo un 1,4 % en masa de fenilmetil silicona (SILRES H44 fabricada por Wacker Asahikasei Silicone Co., Ltd.) como aglutinante a alta temperatura y se empleó un 2,0 % en masa de resina acrílica (Polysol AP-604 fabricada por Showa Highpolymer Co., Ltd.) como aglutinante orgánico. En las otras muestras, las condiciones empleadas fueron las mismas que las de la Realización 3.

La Tabla 3 enumera la resistencia y la propiedad magnética de las muestras obtenidas en la Realización 3 y el Ejemplo de Comparación 2.



[Tabla 3]

N.º	CONTENIDO DE POLVO ATOMIZADO DEL GRUPO DEL Fe (% EN MASA)	POLVO DE MATERIAL NO MAGNÉTICO	DIÁMETRO MEDIO DE POLVO DE MATERIAL NO MAGNÉTICO D50 (µm)	DENSIDAD ds (x 10³ kg/m³)	RESISTENCIA A LA COMPRESIÓN RADIAL (MPa)	µi	µΔ	Pcv (kW/m³) 50 mT 50 KHz	Pcv (kW/m³) 150 mT 20 KHz
15	10	Cu-10 % de Sn	4,7	5,6	15,2	52,8	32,0	51	184
16	10	Cu-20 % de Sn	5,0	5,6	14,8	52,6	32,0	51	184
17	10	Cu-30 % de Sn	5,2	5,6	13,2	52,1	31,7	53	194
*18	0	Sn	5,4	5,5	11,5	42,0	30,0	51	184
*19	0	Ag	5,3	5,5	13,9	42,0	30,1	53	188
*20	0	Al	5,0	5,3	13,2	43,2	28,4	65	251

Incluso cuando se empleó aleación de Cu como polvo de material no magnético, se obtuvieron una excelente resistencia a la compresión radial y una excelente propiedad magnética.

(Realización 4 y Ejemplo de Comparación 3)

- 5 Como Realización 4 y Ejemplo de Comparación 3, se empleó el mismo polvo pulverizado de aleación amorfa basada en Fe que el de la Realización 1 y, además, se empleó polvo atomizado cuya composición era la misma que la de la Realización y cuyo D50 fue de 6,4  $\mu\text{m}$ . Como polvo de Cu, se empleó polvo atomizado esférico HXR-Cu (D50: 4,8  $\mu\text{m}$ ) fabricado por Nippon Atomized Metal Powders Corporation. A continuación, se añadió un 1 % en masa de fenilmetil silicona (SILRES H44 fabricada por Wacker Asahikasei Silicone Co., Ltd.) que sirvió como aglutinante a
- 10 alta temperatura y la temperatura de tratamiento térmico se ajustó para que fuera de 360 °C a 455 °C. Las otras condiciones fueron las mismas que las de la Realización 1.

[Tabla 4]

N.º	TEMPERATURA DE TRATAMIENTO TÉRMICO (°C)	CONTENIDO DE POLVO ATOMIZADO DEL GRUPO DEL Fe (% EN MASA)	DIÁMETRO MEDIO DE POLVO ATOMIZADO DEL GRUPO DEL Fe D50 (µm)	CONTENIDO DE POLVO DE Cu (% EN MASA)	DIÁMETRO MEDIO DE POLVO DE Cu D50 (µm)	DENSIDAD ds (x 10 <sup>3</sup> kg/m <sup>3</sup> )	RESISTENCIA A LA COMPRESIÓN RADIAL (MPa)	µi	µΔ	Pcv (kW/m <sup>3</sup> ) 50 mT 50 kHz	Pcv (kW/m <sup>3</sup> ) 150 mT 20 kHz
*21	360	10	6,4	1,5	4,7	5,7	14,1	37,6	24,1	369	1465
*22	380	10	6,4	1,5	4,7	5,7	14,8	45,8	28,4	215	789
*23	405	10	6,4	1,5	4,7	5,6	14,3	49,2	30,8	88	320
24	415	10	6,4	1,5	4,7	5,6	14,0	50,6	31,2	61	225
25	425	10	6,4	1,5	4,7	5,6	14,7	49,8	31,7	53	188
26	435	10	6,4	1,5	4,7	5,6	15,3	48,3	32,1	52	202
27	445	10	6,4	1,5	4,7	5,6	15,5	44,4	32,1	56	289
*28	455	10	6,4	1,5	4,7	5,7	18,4	41,9	31,7	68	603

Como resultado de la medición de difracción de rayos X empleando la línea de Cu-K $\alpha$ , se reconoció el cristal de  $\alpha$ -Fe en el patrón de difracción cuando la temperatura de tratamiento térmico fue de 410 °C o mayor. La Figura 12 ilustran los resultados de la medición de difracción de rayos X de los núcleos de polvo metálico cuya temperatura de tratamiento térmico fue de 425 °C o 455 °C. En la medición de la difracción de rayos X empleando la línea de Cu-K $\alpha$ , la proporción  $I_{002}/I_{220}$  de la intensidad de pico  $I_{002}$  del plano (002) del Fe con respecto a la intensidad de pico  $I_{220}$  del plano (220) del Cu fue de 0,76 en el caso de una temperatura de tratamiento térmico de 425 °C y de 1,02 en el caso de 455 °C.

5

La resistencia a la compresión radial aumentó con el aumento de la temperatura de tratamiento térmico. Sin embargo, después de un pico obtenido a una temperatura de tratamiento térmico de 415 °C, la permeabilidad inicial  $\mu_i$  disminuyó con el aumento de la temperatura de tratamiento térmico. Además, la pérdida de núcleo aumentó después de obtener un mínimo para una temperatura de tratamiento térmico de 425 °C.

10

(Realización 5 y Ejemplo de Comparación 4)

15 Las proporciones de mezcla de polvo pulverizado de aleación amorfa basada en Fe, polvo atomizado, y polvo de Cu cambiaron. Se empleó el mismo polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe y, además, se empleó polvo atomizado cuya composición fue la misma que en la Realización 1 y cuyo D50 fue de 6,4  $\mu\text{m}$ . Además, como polvo de Cu, se empleó polvo atomizado esférico HXR-Cu (D50 es 4,8  $\mu\text{m}$  en la Tabla 2) fabricado por Nippon Atomized Metal Powders Corporation.

20

A continuación, se empleó un 1 % en masa de fenilmetil silicona (SILRES H44 fabricado por Wacker Asahikasei Silicone Co., Ltd.) como aglutinante a alta temperatura y la temperatura de tratamiento térmico se ajustó para que fuera de 425 °C. Las otras condiciones fueron las mismas que las de la realización 1 excepto para el n.º 40. En el n.º 25 40, la herramienta del molde y el polvo mezclado antes de la formación se calentaron a 130 °C y a continuación se llevó a cabo la formación.

25

[Tabla 5]

N.º	CONTENIDO DE POLVO ATOMIZADO DEL GRUPO DEL Fe (% EN MASA)	CONTENIDO DE POLVO DE Cu (% EN MASA)	TEMPERATURA DE FORMACIÓN (°C)	PRESIÓN (GPa)	DENSIDAD ds (x 10³ kg/m³)	RESISTENCIA A LA COMPRESIÓN RADIAL (MPa)	μi	μΔ	Pcv (kW/m³) 50 mT 50 kHz	Pcv (kW/m³) 150 mT 20 kHz
*29	0	0	25	2,4	5,6	13,8	47,9	32,2	49	203
*30	0	0,5	25	2,4	5,5	13,4	47,5	31,6	46	171
*31	0	1	25	2,4	5,6	14,5	47,5	31,8	46	161
*32	0	1,5	25	2,4	5,6	14,6	46,3	31,4	43	149
*33	0	3	25	2,4	5,6	19,2	45,7	31,5	40	149
*34	0	5	25	2,4	5,7	22,0	44,6	30,9	37	150
*35	5	0	25	2,4	5,6	14,8	51,7	33,3	42	173
36	5	0,5	25	2,4	5,6	14,1	50,7	32,8	38	161
37	5	1	25	2,4	5,7	14,7	50,8	33,0	41	159
38	5	1,5	25	2,0	5,5	15,5	48,2	31,9	46	149
39	5	1,5	25	2,4	5,6	16,1	51,3	32,7	39	144
40	5	1,5	130	2,0	5,9	23,5	58,9	34,5	35	153
41	5	3	25	2,4	5,7	19,3	48,6	32,7	35	142
42	5	5	25	2,4	5,7	23,6	46,4	31,9	37	133
*43	10	0	25	2,4	5,7	14,3	52,1	33,5	43	170
44	10	0,5	25	2,4	5,7	14,4	54,1	33,9	34	149
45	10	1	25	2,4	5,7	14,7	52,1	33,7	37	150
46	10	1,5	25	2,4	5,7	15,7	51,5	33,4	34	140
47	10	3	25	2,4	5,8	18,5	49,5	33,1	31	123
48	10	5	25	2,4	5,7	22,4	45,5	31,5	34	124

[Tabla 6]

N.º	CONTENIDO DE POLVO ATOMIZADO DEL GRUPO DEL Fe (% EN MASA)	CONTENIDO DE POLVO DE Cu (% EN MASA)	TEMPERATURA DE FORMACIÓN (°C)	PRESIÓN (GPa)	DENSIDAD $d_s$ (x $10^3$ kg/m <sup>3</sup> )	RESISTENCIA A LA COMPRESIÓN RADIAL (MPa)	$\mu_i$	$\mu_\Delta$	P <sub>cv</sub> (kW/m <sup>3</sup> ) 50 mT 50 KHz	P <sub>cv</sub> (kW/m <sup>3</sup> ) 150 mT 20 KHz
*49	15	0	25	2,4	5,7	14,3	54,2	33,6	43	164
50	15	0,5	25	2,4	5,8	14,7	53,3	33,4	35	153
51	15	1	25	2,4	5,7	14,4	51,8	33,2	38	148
52	15	1,5	25	2,4	5,7	15,0	50,4	32,8	38	153
53	15	3	25	2,4	5,7	19,0	48,8	32,4	34	133
*54	20	0	25	2,4	5,8	13,7	52,6	32,3	34	149
55	20	1,5	25	2,4	5,8	14,7	50	31	35	155
*56	2,5	0	25	2,4	5,6	-	49,4	31,8	43	188
57	2,5	1	25	2,4	5,6	-	48,9	31,7	39	158
58	2,5	2	25	2,4	5,6	-	48,7	31,5	39	149
59	2,5	3	25	2,4	5,7	-	48,4	31,7	32	129
*60	0	2	25	2,4	5,6	-	46,7	31,2	35	131
61	5	2	25	2,4	5,7	-	50,3	32,2	30	141
62	10	2	25	2,4	5,7	-	50,7	31,8	32	133
63	15	2	25	2,4	5,8	-	49,6	31,2	34	135
-: NO EVALUADO										

Con el aumento de la proporción del polvo de Cu, la resistencia a la compresión radial aumento y la pérdida de núcleo disminuyó. Sin embargo, la permeabilidad inicial aumentó. Con el aumento de la proporción del polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe, la permeabilidad inicial aumentó. Sin embargo, la resistencia a la compresión radial disminuyó y la pérdida de núcleo aumentó. Se observó tal tendencia.

5

**Descripción de los numerales de referencia**

- 1 Polvo pulverizado de aleación magnética blanda basada en Fe
- 2 Polvo atomizado de aleación magnética blanda basada en Fe
- 10 3 Polvo de Cu

## REIVINDICACIONES

1. Un núcleo de polvo metálico, **caracterizado por que**  
 el núcleo de polvo metálico está construido a partir de polvo de material magnético blando de aleación (1, 2)  
 5 magnética blanda basada en Fe y polvo (3) de Cu,  
 el polvo de material magnético blando incluye polvo (1) con forma de placa delgada y polvo (2) granular,  
 el polvo (1) con forma de placa delgada tiene un diámetro de grano en una dirección perpendicular a la dirección de  
 grosor de más de 2 veces el espesor,  
 el polvo (2) granular tiene un diámetro medio de grano de 3  $\mu\text{m}$  o más y un diámetro de grano de un 50 % o menos  
 10 que el grosor del polvo (1) con forma de placa delgada,  
 el polvo (3) de Cu es granular y tiene un diámetro medio de grano de 2  $\mu\text{m}$  o más y un diámetro de grano menor o  
 igual que el grosor del polvo (1) con forma de placa delgada, y  
 el núcleo de polvo metálico se construye de un modo tal que el polvo (3) de Cu y el polvo (2) granular se dispersan  
 entre el polvo (1) con forma de placa delgada, y el polvo (1) con forma de placa delgada, el polvo (2) granular y el  
 15 polvo (3) de Cu están unidos mediante un aglutinante.
2. El núcleo de polvo metálico de acuerdo con la reivindicación 1,  
 en el que cuando la cantidad total el polvo (1) con forma de placa delgada, el polvo (2) granular y el polvo (3) de Cu  
 se designa como un 100 % en masa, el contenido del polvo (2) granular es un 1 % en masa o mayor y un 20 % en  
 20 masa o menor, el contenido de polvo (3) de Cu es un 0,1 % en masa o mayor y un 5 % en masa o menor, y la parte  
 restante es el polvo (1) con forma de placa delgada.
3. El núcleo de polvo metálico de acuerdo con la reivindicación 1 o 2,  
 en el que el polvo (1) con forma de placa delgada tiene una estructura amorfa o una estructura nanocristalina y el  
 25 polvo (2) granular tiene una estructura amorfa.
4. El núcleo de polvo metálico de acuerdo con la reivindicación 3,  
 en el que el polvo (1) con forma de placa delgada tiene una fase cristalina de  $\alpha\text{-Fe}$  en una parte de la estructura  
 amorfa.  
 30
5. El núcleo de polvo metálico de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4,  
 en el que se proporciona un revestimiento de aislamiento de óxido de silicio al menos sobre una superficie de una  
 partícula del polvo (1) con forma de placa delgada.
- 35 6. Un componente de bobina, **caracterizado por que** comprende:  
 el núcleo de polvo metálico de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5; y  
 una bobina enrollada alrededor del núcleo de polvo metálico.
- 40 7. Un método de fabricación para núcleo de polvo metálico, **caracterizado por que** comprende:  
 preparar polvo de material magnético blando de aleación (1, 2) magnética blanda basada en Fe que incluye  
 polvo (1) con forma de placa delgada que se obtiene por pulverización de una aleación amorfa basada en Fe en  
 45 forma de una lámina o una cinta y que tiene un grosor en un intervalo de 10  $\mu\text{m}$  a 50  $\mu\text{m}$  y un diámetro de grano  
 en una dirección perpendicular a la dirección de grosor de más de 2 veces el grosor y polvo (2) granular que se  
 obtiene mediante un método de atomización y tiene un diámetro medio de grano de 3  $\mu\text{m}$  o más y un diámetro de  
 grano de un 50 % o menos que el grosor del polvo (1) con forma de placa delgada, y polvo (3) de Cu granular  
 que tiene un diámetro medio de grano de 2  $\mu\text{m}$  o más y un diámetro de grano menor o igual que el grosor del  
 polvo (1) con forma de placa delgada;  
 50 una etapa de formación de llevar a cabo una formación por presión sobre la mezcla obtenida en la etapa de  
 mezcla para obtener un artículo formado en el que el polvo (3) de Cu y el polvo (2) granular están dispersos entre  
 el polvo (1) con forma de placa delgada; y  
 una etapa de tratamiento térmico de recocido del artículo formado obtenido en la etapa de formación,  
 en el que el polvo (1) con forma de placa delgada, el polvo (2) granular y el polvo (3) de Cu están unidos  
 55 mediante el aglutinante.
8. El método de fabricación para núcleo de polvo metálico de acuerdo con la reivindicación 7,  
 en el que la temperatura de recocido en la etapa de tratamiento térmico es mayor o igual que la temperatura para  
 hacer que se produzca una fase cristalina de  $\alpha\text{-Fe}$  en una parte de una matriz amorfa del polvo con forma de placa  
 60 delgada.
9. El método de fabricación para núcleo de polvo metálico de acuerdo con la reivindicación 7 u 8,  
 en el que la etapa de mezcla incluye:  
 65 una primera etapa de mezcla de mezclar conjuntamente polvo de material magnético blando, polvo (3) de Cu, y  
 resina de aislamiento basada en silicona;



una segunda etapa de mezcla de adición de resina de base acrílica soluble en agua o alcohol polivinílico diluido con agua a una primera mezcla obtenida en la primera etapa de mezcla, y a continuación llevar a cabo una mezcla; y

5 que comprende además:

una etapa de secado de secado de una segunda mezcla obtenida en la segunda etapa de mezcla.

10. El método de fabricación para núcleo de polvo metálico de acuerdo con la reivindicación 9,  
10 en el que el polvo con forma de placa delgada se obtiene llevando a cabo una pulverización gruesa mediante una mezcladora universal, una pulverización media mediante un molino de polvo y una pulverización fina mediante un molino de impacto, sobre la aleación amorfa basada en Fe en forma de una lámina o una cinta.

11. El método de fabricación para núcleo de polvo metálico de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 7  
15 a 10,  
en el que el polvo con forma de placa delgada se obtiene llevando a cabo una etapa de fragilización de calentar y fragilizar aleación amorfa basada en Fe y a continuación llevando a cabo una pulverización.

12. El método de fabricación para núcleo de polvo metálico de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 7  
20 a 11, que comprende además:  
una etapa de formación de revestimiento de aislamiento de proporcionar un revestimiento de aislamiento de óxido de silicio sobre una superficie de una partícula del polvo con forma de placa delgada.

FIG. 1

100

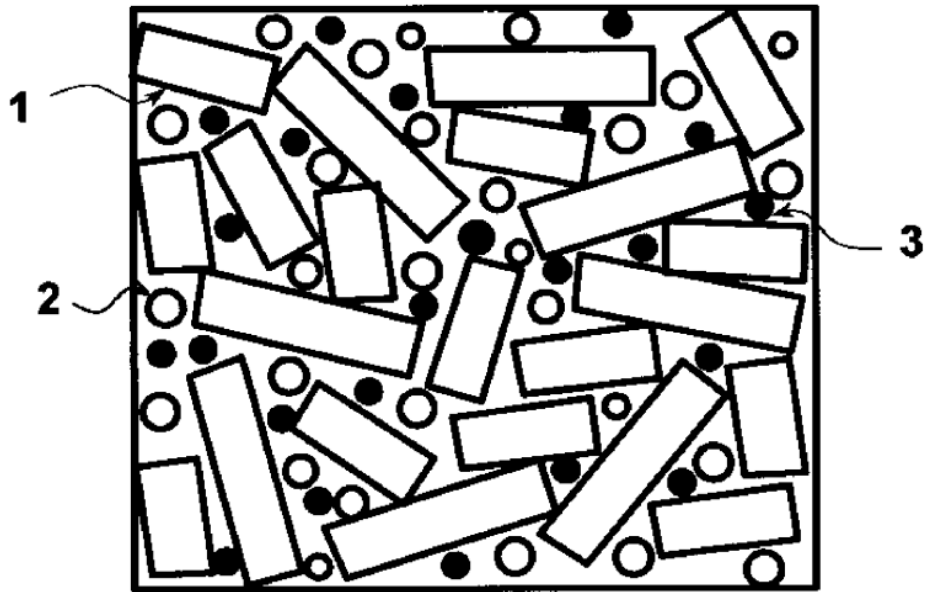
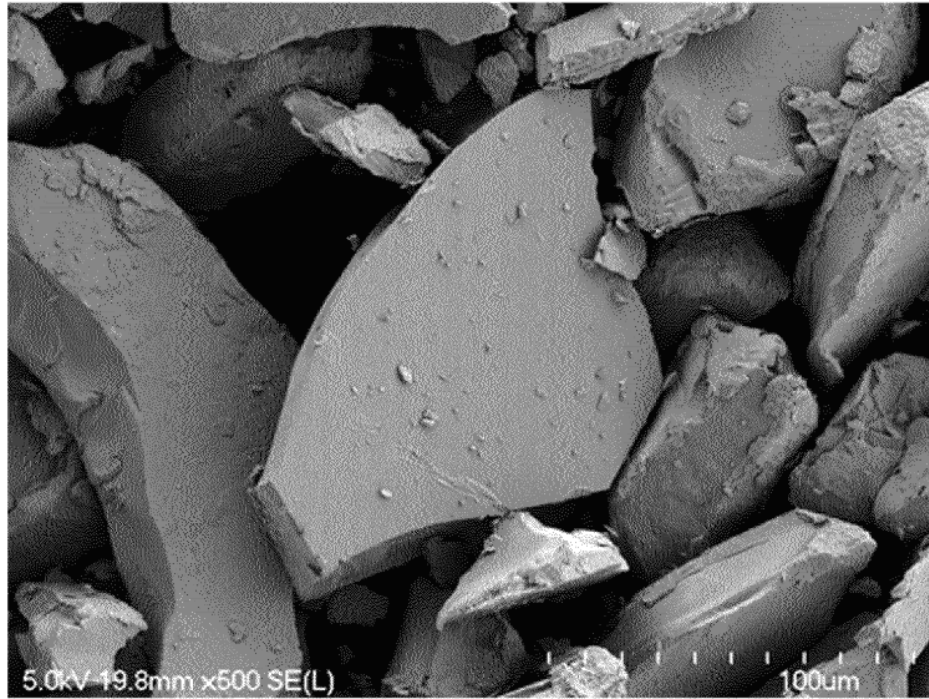
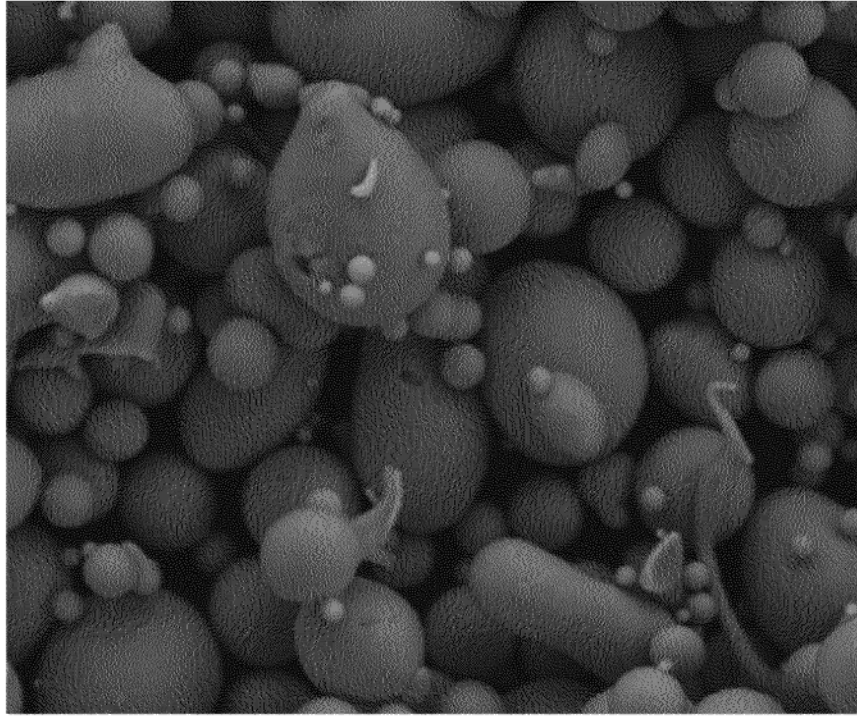


FIG. 2



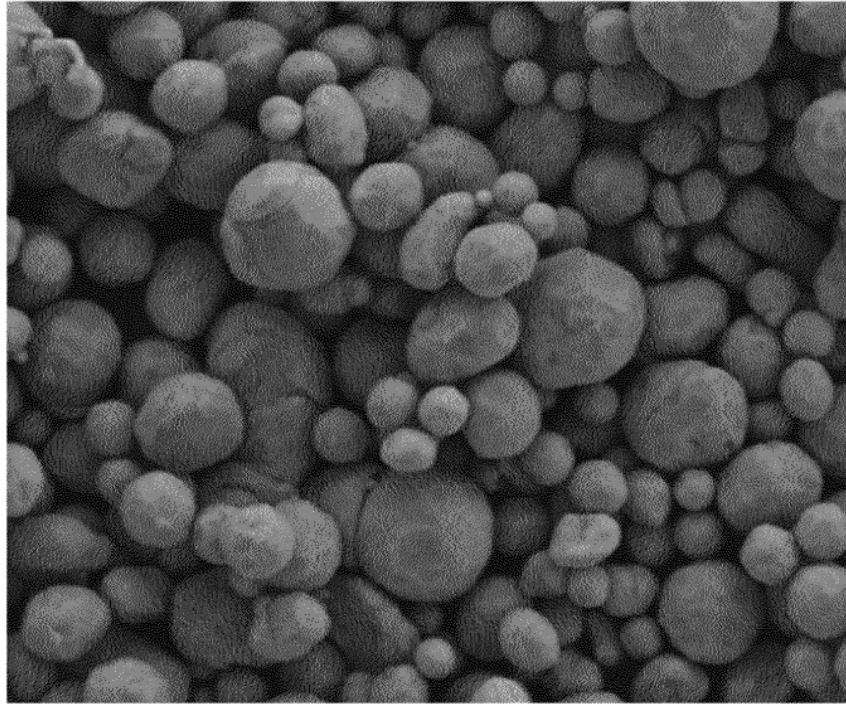
500 AUMENTOS

F I G. 3



3000 AUMENTOS

F I G. 4



3000 AUMENTOS

FIG. 5

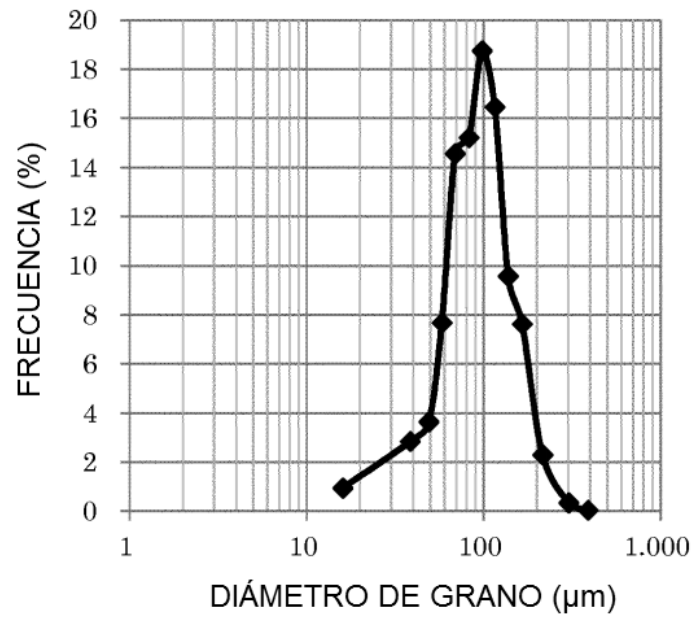


FIG. 6

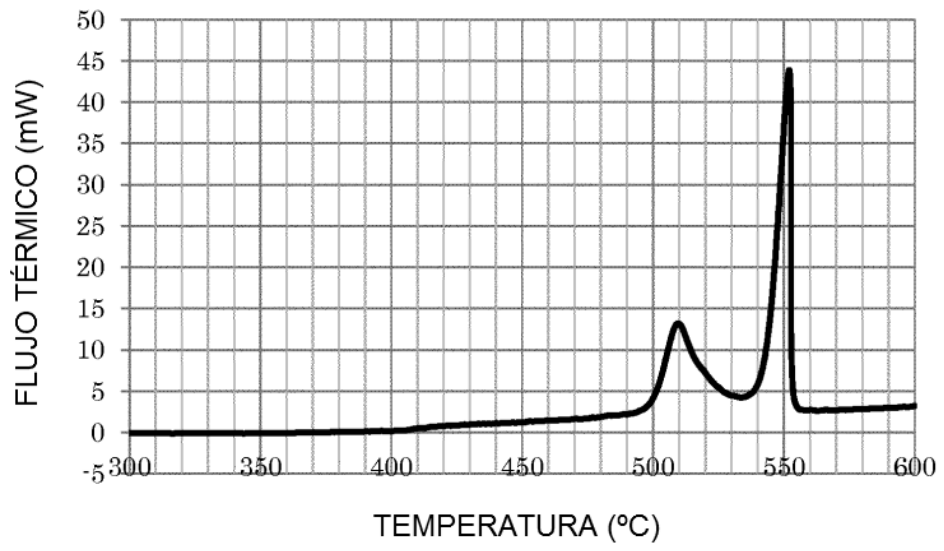


FIG. 7

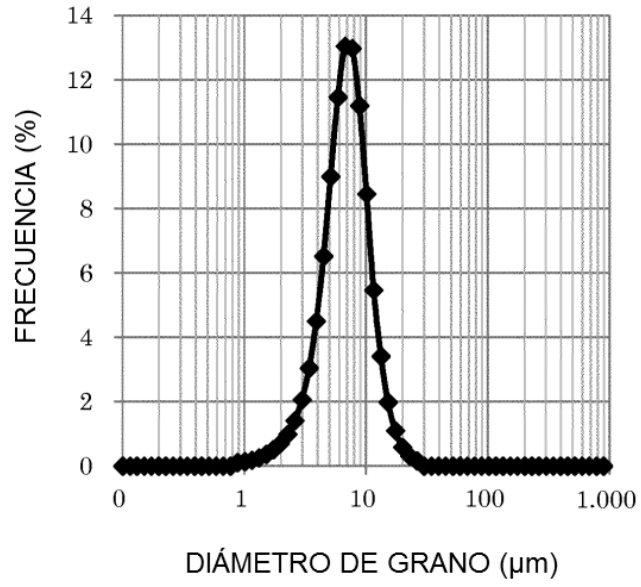




FIG. 8

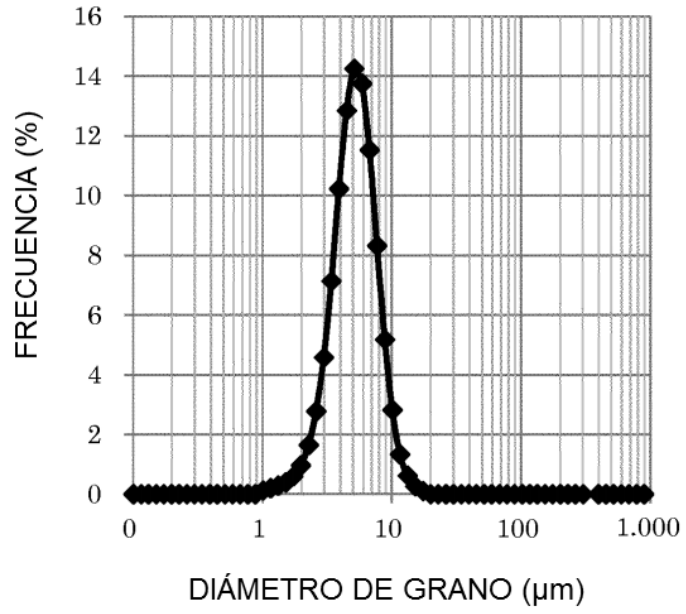
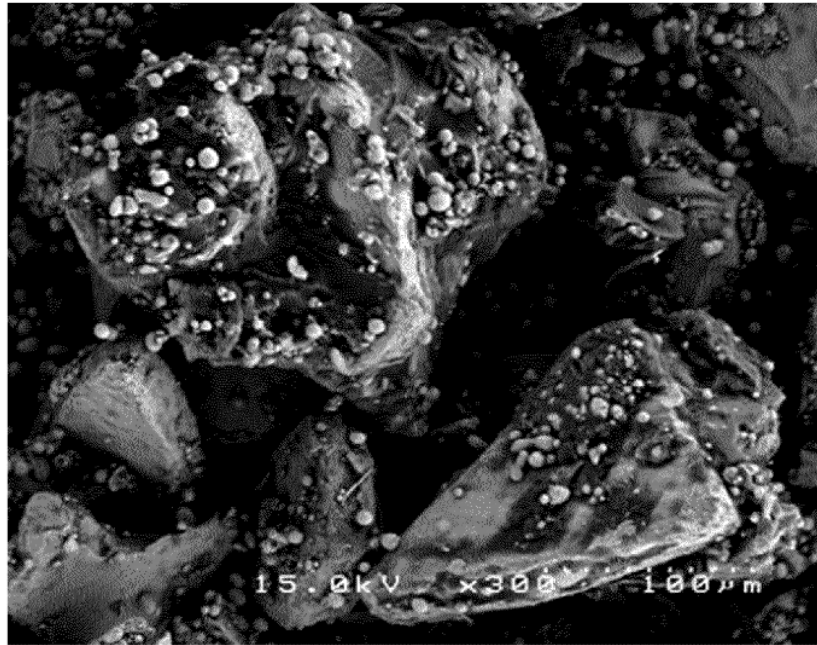


FIG. 9



300 AUMENTOS

FIG. 10

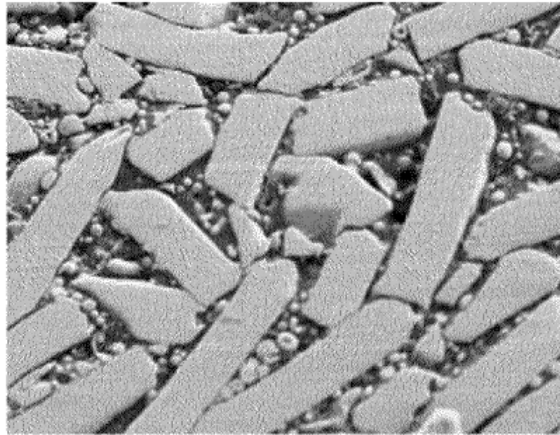
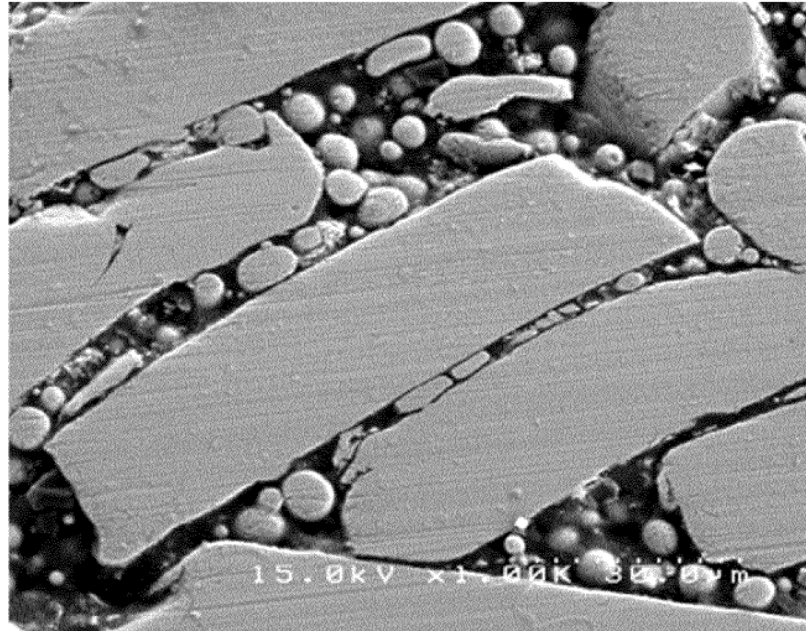


FIG. 11A



1000 AUMENTOS

FIG. 11B

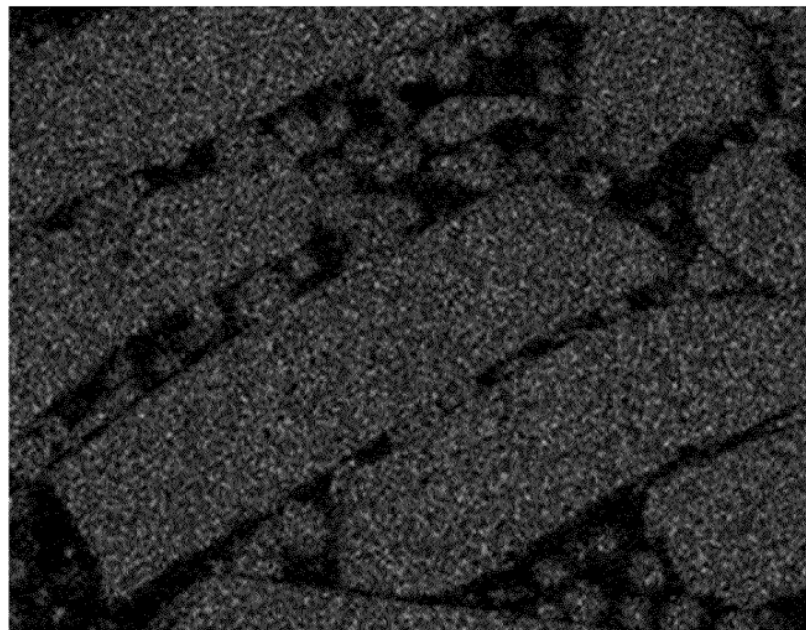


FIG. 11C

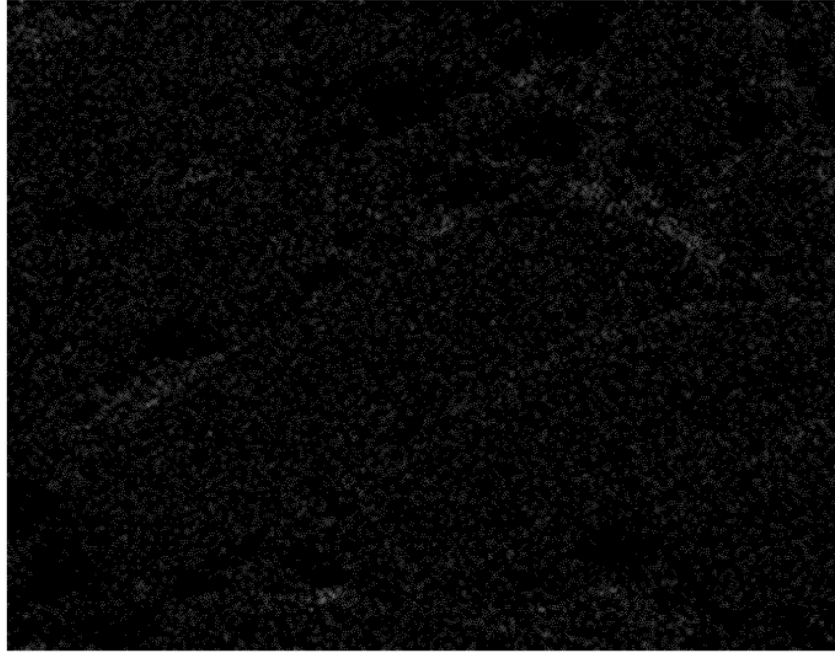


FIG. 11D

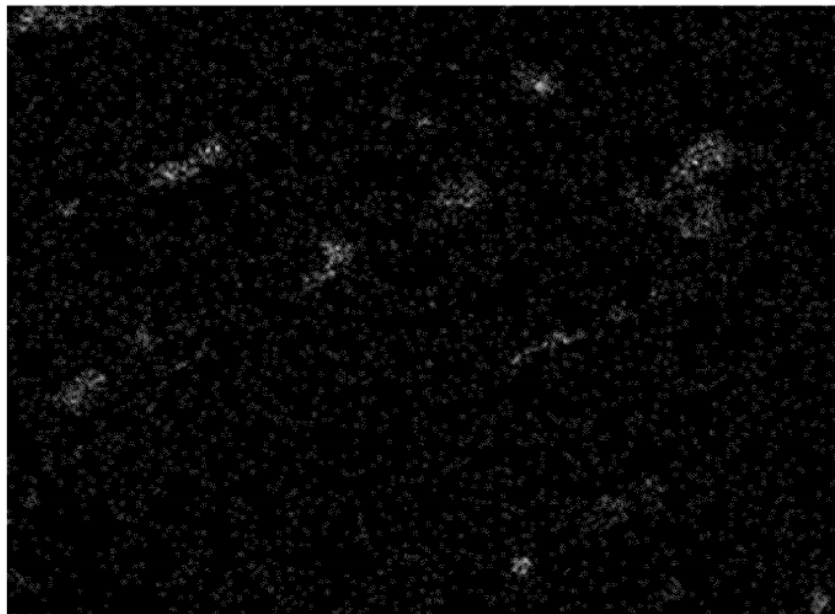


FIG. 12

