(19) OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

(11) Número de publicación: **2 378 430**

(51) Int. CI.:
B22F 3/10 (2006.01)
C22C 1/04 (2006.01)

(12) TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA T3

(96) Número de solicitud europea: **04023405 .6**
(96) Fecha de presentación: **01.10.2004**
(97) Número de publicación de la solicitud: **1520645**
(97) Fecha de publicación de la solicitud: **06.04.2005**

(54) Título: **Procedimiento de fabricación de piezas de aluminio forjado sinterizadas con alta resistencia**

(30) Prioridad:
02.10.2003 JP 2003345001
14.07.2004 JP 2004206957
30.08.2004 JP 2004249392

(45) Fecha de publicación de la mención BOPI:
12.04.2012

(45) Fecha de la publicación del folleto de la patente:
12.04.2012

(73) Titular/es:
HITACHI POWDERED METALS CO., LTD.
520, MINORIDAI
MATSUDO-SHI, CHIBA 270-2295, JP

(72) Inventor/es:
Ichikawa, Junichi y
Morita, Kenzo

(74) Agente/Representante:
Fúster Olaguibel, Gustavo Nicolás

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

Procedimiento de fabricación de piezas de aluminio forjado sinterizadas con alta resistencia.

ANTECEDENTES DE LA INVENCIÓN

CAMPO DE LA INVENCIÓN

La presente invención se refiere a un procedimiento de fabricación de piezas de aluminio forjado sinterizadas con alta resistencia, que son adecuadas como diferentes tipos de piezas para uso estructural y material base para usar en la conformación plástica. Más en particular, la invención se refiere a un procedimiento de fabricación de piezas de aluminio forjado sinterizadas con alta resistencia, que se han mejorado en el alargamiento así como en la resistencia a la tracción.

TÉCNICA RELACIONADA

En relación con las piezas de aluminio sinterizadas fabricadas usando un procedimiento pulvimetalúrgico, ha habido una demanda creciente en los últimos años, puesto que no solo son ligeras de peso sino que también pueden tener propiedades preferidas que no se pueden obtener con materiales fundidos, tales como resistencia, resistencia al desgaste y similares. Como aleaciones sinterizadas de aluminio convencionales, han predominado las aleaciones basadas en Al-Si-Cu, y se han aplicado a los materiales estructurales y materiales resistentes al desgaste. Sin embargo, puesto que las aleaciones sinterizadas basadas en Al-Si-Cu tienen una magnitud de 300 MPa o similar en términos de resistencia, incluso cuando se someten a forjado y tratamiento térmico, su aplicación es limitada, y por lo tanto se espera que se produzcan materiales de aluminio sinterizados con un nivel mayor de resistencia.

En las circunstancias descritas antes, en relación con los materiales de aluminio sinterizados con un nivel más alto de resistencia, la publicación nacional de la solicitud de patente japonesa (abierta a consulta por el público) nº 11-504388 (Solicitud PCT de publicación internacional nº WO96/34991) propone un procedimiento de fabricación, con el procedimiento pulvimetalúrgico, de una aleación de aluminio de la serie 7000 en el Sistema de Designación Internacional de la Asociación del Aluminio, que se conoce como Duraluminio Extra Super, y en sus ejemplos describe que la aleación de aluminio presenta una resistencia a la tracción de 305 a 444 MPa y un alargamiento de 0,6 a 5,6 %. Sin embargo, de acuerdo con el procedimiento anterior, si la aleación de aluminio tiene una resistencia a la tracción superior a 400 MPa, su alargamiento es 1,1 % o menos, y si por el contrario la aleación de aluminio tiene un alargamiento de 5 % o más, su resistencia a la tracción es alrededor de 300 MPa. En resumen, dicho material no presenta un alto nivel de propiedades en términos tanto de resistencia a la tracción como de alargamiento.

En los últimos años ha habido una gran demanda para hacer productos de peso más ligero en el campo de las piezas para automóviles, máquinas terminales para usar como materiales electrónicos, piezas de máquinas de precisión o similares. Si se proporcionara una aleación de aluminio sinterizada que tuviera una resistencia equivalente a la de los productos de acero generales, posiblemente se ampliaría la variedad de usos así como los propósitos de uso.

BREVE RESUMEN DE LA INVENCIÓN

Con los problemas anteriores en mente, es por lo tanto un objeto de la presente invención, proporcionar un procedimiento nuevo de fabricación de una pieza de aluminio sinterizada que tenga una mayor resistencia, de modo que se logre simultáneamente tanto una alta resistencia a la tracción como un alargamiento alto.

Con el fin de lograr el objeto mencionado antes, un procedimiento de fabricación de una pieza sinterizada basada en aluminio forjado de acuerdo con la presente invención comprende: preparar un polvo de materia prima que comprende, en masa: de 3,0 a 10 % de cinc; de 0,5 a 5,0 % de magnesio; de 0,5 a 5,0 % de cobre; una cantidad de impurezas inevitable; y el resto aluminio; conformar el polvo de materia prima en un material compacto mediante presión del polvo de materia prima; sinterizar el material compacto en una atmósfera no oxidante de forma que se caliente el material compacto a una temperatura de sinterización de 590 a 610 ºC durante 10 min o más, antes de enfriar el material compacto sinterizado; y forjar el material compacto sinterizado obtenido con una relación de densidades de 93 % o más, mediante presión del material compacto sinterizado en una dirección de prensado, en una relación de recalcado de 10 % o más, comprimiendo el material compacto sinterizado en la dirección de prensado y produciendo flujo plástico del material en una dirección transversal a la dirección de prensado, aumentando la relación de densidades del material compacto forjado a 98 % o más, en el que el polvo de materia prima se prepara usando un polvo de aluminio simple de al menos 15 % en masa del polvo de materia prima y un polvo de aleación de aluminio que contiene el total del cinc que comprende el polvo de materia prima, el polvo de la aleación de aluminio tiene una composición que comprende de 10 a 30 % en masa de cinc, una cantidad inevitable de impurezas y el resto aluminio, cada uno del polvo de aluminio simple y el polvo de aleación de aluminio tiene un tamaño de partículas de 140 μm o menos, y cada uno del magnesio y el cobre se mezcla en el polvo de materia prima en forma de un polvo que tiene un tamaño de partículas de 74 μm o menos.

De acuerdo con el uso del polvo de materia prima que tiene la composición de ingredientes descrita antes, precipitan $MgZn_2$ (fase η), $Al_2Mg_3Zn_3$ (fase T) o $CuAl_2$ (fase θ) y se dispersan en la matriz de aluminio de la pieza de aluminio obtenida, y se puede proporcionar una pieza de aluminio que tiene una alta resistencia y un alargamiento alto. Además, puesto que la etapa de forjado de acuerdo con la presente invención permite no solo cerrar los poros de la masa sinterizada sino también obtener enlaces metálicos después de cerrar los poros, esto permite, junto con los efectos del polvo de materia prima descritos antes, realizar una pieza de aluminio que tiene un nivel muy alto de resistencia y de alargamiento.

Las características y ventajas del procedimiento de fabricación de acuerdo con la presente invención frente a la técnica convencional, se entenderán más claramente a partir de la siguiente descripción de las realizaciones preferidas de la presente invención.

DESCRIPCIÓN DETALLADA DE LA INVENCIÓN

Los autores de la presente invención han seguido haciendo muchos estudios e investigaciones en vista de los antecedentes de la técnica convencional descrita antes. Como resultado, han llegado a tener el conocimiento de que hay unos pocos factores eficaces para obtener una pieza forjada sinterizada que tenga una resistencia a la tracción de 500 MPa o más y un alargamiento de 2 % o más, que no se podrían esperar de las piezas de aluminio sinterizadas que proporciona la técnica anterior, y estos incluyen: especificar la relación en la mezcla y las formas de las materias primas en polvo en la etapa de preparación de un polvo de materia prima que se va a compactar; especificar las condiciones de compactación para el polvo de materia prima en una etapa de formación de un material compacto del polvo de materia prima; especificar las condiciones de sinterización para el material compacto obtenido en una etapa de sinterización del material compacto formado; y llevar a cabo un forjado en frío o en caliente con respecto al material compacto sinterizado así obtenido a un valor predeterminado de relación de recalcado; y después del forjado, llevar a cabo un tratamiento térmico en condiciones predeterminadas según las necesidades, y así se ha completado la presente invención.

En lo sucesivo, se describirán las realizaciones de la presente invención, explicando en detalle todas las etapas del procedimiento de fabricación. Hay que indicar que, en la descripción de la presente solicitud, Al, Zn, Mg y similares, son los símbolos de los elementos usados, y que la expresión “pieza o piezas de aluminio” debe entenderse que significa “pieza o piezas basadas en aluminio” o pieza o piezas que están compuestas principalmente de aluminio y que posiblemente contienen pequeñas cantidades de otros elementos. Además, la “temperatura de sinterización” significa la temperatura máxima a la que se sinteriza el material compacto, y el “tiempo de sinterización” significa el periodo de tiempo durante el cual el material compacto está a la temperatura de sinterización.

(1) Etapa de mezclamiento del polvo de materia prima

En esta etapa, se prepara un polvo de materia prima que se va a compactar mezclando las respectivas materias primas en polvo, cuyos detalles se describen a continuación.

(1) -1 Composición de ingredientes

El cinc junto con el magnesio se hace precipitar en la matriz de aluminio en forma de $MgZn_2$ (fase η) o $Al_2Mg_3Zn_3$ (fase T), para producir un aumento de la resistencia. Además, cuando se aumenta la temperatura para la sinterización, el cinc se funde para convertirse en una fase líquida y humedece la superficie de las partículas de aluminio para eliminar la capa de óxido sobre las mismas, y se difunde en la matraz de aluminio para actuar también para acelerar la unión de las partículas de aluminio que resulta de la difusión de unas con otras debido a dicha difusión del cinc. Si el contenido de Zn es inferior a 3 % en masa, es difícil que presente los resultados descritos antes suficientemente, con el resultado de que el efecto de potenciar la resistencia es pobre. Por otra parte, si el contenido está más allá de 10 % en masa, la cantidad de Zn en la masa sinterizada o la cantidad de fase líquida eutectoide basada en Zn se hace excesivamente grande, con el resultado de que es imposible mantener la forma del material compacto como está. Además, la parte en la que la difusión del Zn en la base de Al es insuficiente permanece en forma de una fase rica en Zn. Además, el Zn se volatiliza desde el interior de la aleación y como consecuencia contamina el interior del horno y se deposita en el mismo. Por consiguiente, se prefiere que el contenido de Zn esté en el intervalo de 3 a 10 % en masa.

El magnesio forma el compuesto de precipitación junto con el cinc descrito antes para contribuir a potenciar la resistencia. Además, el Mg también tiene un punto de fusión bajo, y en el periodo en el que la temperatura se eleva para llevar a cabo la sinterización, produce una fase líquida para eliminar la capa de óxido para acelerar el avance de la sinterización. Si el contenido de Mg es inferior a 0,5 % en masa, esto hace que el efecto anterior sea pobre, y si está por encima de 5,0 % en masa, esto aumenta la cantidad de fase líquida y se hace excesivamente grande, dando como resultado que sea imposible mantener la forma del material compacto como está. Por consiguiente, se prefiere que el contenido de Mg esté en el intervalo de 0,5 a 5,0 % en masa.

El cobre se disuelve en la matriz de aluminio para formar una disolución sólida y precipitar un compuesto de $CuAl_2$ (fase θ), contribuyendo de esta forma a potenciar la resistencia. También genera una fase líquida cuando se lleva a cabo la etapa de sinterización, y trabaja acelerando el avance de la sinterización. En relación con el contenido de Cu, si es inferior a 0,5 % en masa, no se consigue suficientemente este trabajo, y si supera 5,0 % en masa, el cobre forma una fase innecesaria de aleación de Cu-Zn con el cinc, que precipita mucho a lo largo del límite de grano produciendo una disminución de la resistencia y el alargamiento. Por lo tanto, se prefiere que la cantidad de Cu esté en el intervalo de 0,5 a 5,0 % en masa.

El estaño, bismuto e indio tiene puntos de fusión bajos y generan una fase líquida en la masa sinterizada, respectivamente. Como resultado, humedecen la superficie de las partículas de aluminio y eliminan la capa de óxido de la superficie de las partículas de aluminio, para acelerar el avance de la sinterización entre las partículas de polvo de Al sin disolución en aluminio. Además, debido a la tensión superficial de la fase líquida, las fases líquidas producen contracción, lo cual contribuye a densificar la masa resultante. Por lo tanto, sería preferible usar los elementos anteriores como un agente auxiliar de la sinterización junto con el Zn, Mg y Cu descritos antes. Cuando el periodo de tiempo durante el cual existe la fase líquida aumenta, la densificación atribuible a la fase líquida progresa más. Por lo tanto, si se genera la fase líquida en una etapa temprana de la etapa de sinterización de modo que la fase líquida continua existiendo durante prácticamente todo la etapa de sinterización, el efecto de densificación se hace grande. En vista de esto, el Sn (punto de fusión: 232 ºC), Bi (punto de fusión: 271 ºC) e In (punto de fusión: 155,4 ºC) son muy adecuados, porque tienen un punto de fusión bajo y apenas se disuelven en el componente principal, el Al. El agente auxiliar de sinterización, cuando se añade en 0,01 % en masa o más, presenta un efecto de densificación notable. Sin embargo, si se usa en una cantidad grande, el Sn, Bi e In precipitan en el límite de grano produciendo una disminución de la resistencia, puesto que no se han disuelto con el Al. Por lo tanto, el uso de estos debería limitarse a 0,5 % en masa o menos a lo sumo. La adición de una cantidad de 0,5 % en masa o más da como resultado que la disminución de la resistencia debido a la precipitación del Sn, Bi e In en el límite de grano se hace mayor en grado que el efecto descrito antes de densificación, debido a la contracción de la fase líquida, dando como resultado una mayor disminución

de la resistencia.

(1) - 2 Forma del polvo

A. En el caso de usar un polvo de cinc simple

En relación con el Zn, Mg y Cu descritos antes, no hay inconvenientes cuando se añaden al polvo de cinc, siempre que se use el polvo del elemento simple, polvo de aleación de dos o más clases de estos elementos o una mezcla en polvo de los mismos. Sin embargo, con el fin de producir las funciones descritas antes uniformemente en la base, es necesario dispersar los respectivos elementos ingredientes uniformemente en la matriz. Por esta razón, se recomienda que esos elementos ingredientes, como se describe más adelante, se añadan en forma de un polvo fino cuyo tamaño de partículas es de nº de malla 200 (74 micrómetros) o menos. En el caso en el que se añadan de esta forma, el polvo del elemento simple o el polvo de aleación se funden cuando se eleva la temperatura durante la sinterización y se convierten en una fase líquida para humedecer la superficie del polvo de aluminio para eliminar la capa de óxido sobre la misma. Se difunden entonces en la matriz de aluminio, y además, aceleran el enlace entre las partículas de polvo de aluminio debido a dicha difusión.

B. En el caso de usar polvo de aleación de aluminio que contiene la cantidad total de cinc

El cinc es un elemento que es probable que se volatilice a una temperatura alta. Por lo tanto, si se añade Zn en forma de un polvo de aleación de aluminio mediante la aleación de la cantidad total de Zn con aluminio, la cantidad de Zn que permanece tras la volatilización del Zn se hace más estable que aquella en el caso en el que el Zn se añade como polvo de Zn simple. Como resultado de esto, el grado de fluctuación entre los productos se hace pequeño.

Sin embargo, la incorporación del Zn produce un endurecimiento del polvo de aleación de aluminio que disminuye la compresibilidad del polvo. Por consiguiente, si el Zn se prepara en aleación con la cantidad total de aluminio, la compresibilidad del polvo de materia prima disminuye. Por lo tanto, es necesario limitar el uso del polvo de aleación de aluminio que contiene cinc a solo una parte del polvo total para el aluminio y mezclar polvo de aluminio blando en el polvo de aleación de aluminio en el que se mezcla la cantidad total de Zn, con el fin de aumentar la compresibilidad del polvo de materia prima. Para lograr suficientemente este propósito, es necesario establecer la cantidad de polvo de aluminio simple usado a 15 % en masa del polvo de materia prima total o más.

En relación con el polvo de aleación de aluminio que contiene Zn, si tiene una composición que da lugar a la producción de una fase líquida de Al-Zn a una temperatura baja, es probable que el Zn se volatilice de esta fase líquida de Al-Zn. Por lo tanto, se prefiere que el polvo de aleación de aluminio tenga una composición con la que la producción de la fase líquida de Al-Zn se produzca a una temperatura que sea tan alta como sea posible, es decir, solo a una temperatura del estadio final de la etapa de sinterización. Además, si se usa un polvo de aleación de aluminio que contiene una cantidad grande de Zn, esto hace que aumente relativamente la cantidad de polvo de aluminio simple, con el resultado de que sea probable que el Zn disperso en la matriz de aleación de aluminio sinterizada no sea uniforme. Esto da lugar a la aparición de fluctuaciones en los valores de las propiedades mecánicas obtenidas. En vista de estos problemas, es preferible que el contenido de Zn en el polvo de aleación de aluminio sea 30 % en masa o menos. Por otra parte, si el contenido de Zn en el polvo de aleación de aluminio cae por debajo de 10 % en masa, la diferencia de concentración de cinc respecto al polvo de aluminio simple se hace pequeña, con el resultado de que se hace difícil que el Zn se difunda y por el contrario se suprime la dispersión uniforme. Por consiguiente, es preferible que el contenido de Zn en el polvo de aleación de aluminio esté en el intervalo de 10 a 30 % en masa.

El Cu y Mg se usan junto con el Zn para el propósito de producir la difusión del Zn uniforme en la matriz descrita antes. El Cu y Mg, en el procedimiento en el que la temperatura se eleva durante la sinterización, dan lugar a la producción de una fase líquida de Cu-Zn o fase líquida de Mg-Zn junto con el polvo de Zn o el Zn en el polvo de aleación de aluminio. Estas fases líquidas solidifican inmediatamente al ser absorbidos sus componentes en el polvo de aluminio o el polvo de aleación de aluminio, y la licuefacción y solidificación se repiten de modo que avanza rápidamente la uniformidad de los componentes. Además, la fase líquida en este momento solidifica de forma tan inmediata que no surgen problemas con la volatilización del cinc. Los elementos Cu y Mg, cada uno de los cuales tiene la acción descrita antes, se pueden añadir en forma de polvo de metal simple, un polvo de aleación de ambos elementos o un polvo de aleación con aluminio, y no se produce impedimento en ninguno de los casos anteriores. Cuando el polvo de aleación de aluminio que contiene Zn contiene simultáneamente Cu con un contenido de 10 % en masa o menos, el efecto descrito antes está más potenciado. Sin embargo, si la cantidad de Cu añadida en el polvo de aleación de aluminio supera 10 % en masa del polvo de aluminio, la temperatura a la que el Cu produce una fase líquida junto con el Zn se desplaza al lado de la temperatura alta, y la adición de más de 10 % en masa es desventajosa en términos de difusión uniforme de los componentes.

El Sn, Bi e In que se usan de forma auxiliar como agente de ayuda de la sinterización, se pueden usar en forma de polvo de metal simple. Si se usaran estos elementos como los componentes principales y se formara un compuesto eutéctico que daría lugar a la producción de una fase líquida eutéctica que comprende esos componentes principales, su punto de fusión sería mucho menor que en el caso de una sola sustancia. Por lo tanto, es preferible además la formación de este compuesto eutéctico. Esta fase líquida eutéctica puede ser la que se hace combinando el componente principal (Sn, Bi, In) y otro elemento, o la que se hace combinando el componente principal y un compuesto intermetálico que comprende el componente principal y otro elemento. Además, también hay un compuesto que tiene una línea de reacción eutéctica que se puede encontrar en una parte de los compuestos monotácticos, y también se puede usar dicho compuesto monotáctico que da lugar a la producción de una fase líquida eutéctica que comprende Sn, Bi o In. Como elementos que forman la fase líquida eutéctica como aquella con estaño, están la Ag, Au, Ce, Cu, La, Li, Mg, Pb, Pt, Tl, Zn y similares. Como elementos que forman la fase líquida eutéctica como aquella con el Bi, están la Ag, Au, Ca, Cd, Ce, Co, Cu, Ga, K, Li, Mg, Mn, Na, Pb, Rh, S, Se, Sn, Te, Tl, Zn y similares. Como elementos que forman una fase líquida eutéctica como la descrita antes con el In, están la Ag, Au, Ca, Cd, Cu, Ga, Sb, Te, Zn y similares. Aunque estos grupos respectivos de elementos son un ejemplo de un sistema de dos elementos simples o binario, se puede obtener el mismo efecto incluso en el caso de un sistema de tres elementos o ternario, un sistema de cuatro

elementos o cuaternario o un sistema de más elementos, siempre que la fase líquida eutéctica resultante tenga igualmente Sn, Bi, o In como el componente principal y tenga una composición que de lugar a la producción de una fase líquida eutéctica que comprende el componente principal. Sin embargo, en relación con el Pb y el Cd de los elementos anteriores, aunque estos elementos también dan lugar a la producción de una fase líquida eutéctica con Sn, Bi o In, es preferible prescindir de su uso desde el punto de vista de la toxicidad. Teniendo en cuenta también el punto de vista descrito antes, como un sistema de múltiples elementos de aleación eutéctica que comprende Sn, Bi o In como el componente principal, también se puede usar una soldadura exenta de plomo, cuyo desarrollo se ha impulsado en años recientes. Como soldadura exenta de plomo, se pueden dar los del sistema de Sn-Zn, sistema de Sn-Bi, sistema de Sn-Zn-Bi, sistema de Sn-Ag-Bi o similares, y se han propuesto soldaduras exentas de plomo preparadas añadiendo al sistema anterior una cantidad pequeña de elemento metálico tal como In, Cu, Ni, Sb, Ga, Ge o similares. Una parte de ellos se han puesto realmente en práctica, y se prefiere usar una de dichas soldaduras exentas de plomo que están disponibles en el comercio, puesto que son más fáciles de obtener. En relación con el polvo de los agentes de ayuda de la sinterización, cuando se añade cada uno de ellos en 0,01 % en masa o más de la cantidad total del polvo de materia prima, el efecto resultante es más sobresaliente. Por otra parte, puesto que el Sn, Bi e In no se disuelven en Al, precipitan en el límite de grano cuando se usan en gran cantidad, produciendo una disminución de la resistencia. Por lo tanto, debe recortarse su uso a 0,5 % en masa o menos a lo sumo. La adición de una cantidad de 0,5 % en masa o más, da como resultado que el grado de disminución de la resistencia debido a la precipitación del Sn, Bi e In en el límite de grano se haga mayor que el efecto descrito antes de densificación debida a la contracción de la fase líquida, dando como resultado una mayor disminución de la resistencia.

(1) - 3 Tamaño del polvo

En relación con los respectivos elementos ingredientes, en el caso de que se use Zn, Mg o Cu en forma de polvo de metal simple, o en el caso de que se usen Mg y Cu en forma de polvo de aleación o ambos en forma de polvo de aleación con aluminio, para la difusión uniforme de los respectivos elementos ingredientes en la matriz se prefiere que cada uno de estos elementos ingredientes se añada en forma de un polvo fino cuyo tamaño de partículas es tan pequeño como de nº de malla 200 (74 micrómetros) o menos (es decir, tamiz de nº de malla menor de 200 o el polvo que tiene un tamaño de partículas que pasa por un cribado de nº de malla 200). Cuando la temperatura se eleva durante la sinterización, el polvo de metal simple o polvo de aleación se funden para convertirse en una fase líquida que humedece la superficie del polvo de aluminio para eliminar la capa de óxido y la cual se difunde en la matriz de aluminio, y simultáneamente para acelerar la unión entre las partículas de polvo de aluminio debido a la difusión. Sin embargo, si el tamaño de partículas del polvo de metal simple o el polvo de aleación supera el nº de malla 200, tiene lugar la segregación local, y se dificulta la difusión uniforme de los elementos ingredientes. También, en el caso de usar un polvo de metal de punto de fusión bajo, se prefiere usar un polvo cuyo tamaño de partículas sea de nº de malla 200 o inferior, con el fin de que se pueda presentar igualmente el efecto de la fase líquida de bajo punto de fusión.

Sin embargo, si el polvo de aluminio o el polvo de aleación de aluminio se hace un polvo fino, la fluidez del polvo de materia prima se hace inferior. Por lo tanto, es adecuado usar un polvo para el aluminio cuyo tamaño de partículas sea mayor que el del polvo del respectivo elemento ingrediente descrito antes. Específicamente, se prefiere usar un polvo para el aluminio cuyo tamaño de partículas sea de nº de malla 100 (140 micrómetros) o menor (es decir, tamiz de nº de malla menor de 100 o el polvo cuyas partículas tienen un tamaño que pasa por un cribado de nº de malla 100). Sin embargo, cuando se supera el tamaño de nº de malla 100, cada elemento ingrediente tiene la dificultad de ser difundido hasta el centro del polvo y el componente tiende a quedar segregado. Por lo tanto, esto debe evitarse.

(2) Etapa de compactado

En esta etapa, el polvo de materia prima preparado en la etapa de mezclamiento del polvo de materia prima descrita antes, se carga en una hilera de una configuración predeterminada, y después el polvo se conforma en un material compacto comprimiéndolo bajo una presión de compactación de 200 MPa o más. Como resultado de esto, se obtiene un material compacto con una relación de densidades de 90 % o más. Si la presión de compactado cae por debajo de 200 MPa, la densidad del material compacto se hace baja, e incluso después de que el material compacto pase por la posterior etapa de sinterización y etapa de forjado, sigue habiendo 2 % en volumen o más de poros. Esto da como resultado que no sea posible impartir resistencia y alargamiento altos. Dicha compactación insuficiente tampoco es preferible por la razón de que el cambio dimensional durante la sinterización se hace grande. Cuanto mayor es la presión de compactación, mayor es la densidad del material compacto obtenido. Por lo tanto, se prefiere una presión de compactación alta. Cuando la presión de compactación es 400 MPa o más, se obtiene un material compacto cuya relación de densidades es 95 % o más y es adecuado. Sin embargo, una presión de compactación que supere 500 MPa produce fácilmente adherencia del polvo de aluminio a la hilera y por lo tanto no es conveniente.

(3) Etapa de sinterización

Si se produce una cantidad grande de la fase líquida pertinente mencionada antes durante la sinterización, la cantidad de contracción de la masa sinterizada se hace grande, con el resultado de que la precisión dimensional es inferior. Además, puesto que el cinc que está contenido como ingrediente es un elemento que tiene un punto de fusión bajo y por lo tanto es fácil de volatilizar en esta etapa de sinterización, la cantidad de cinc que se disuelve en la base para hacer la disolución sólida se reduce por la volatilización, dando como resultado que no se consigue el valor deseado de resistencia y alargamiento. Simultáneamente, el cinc contamina la atmósfera de sinterización, y en algunos casos se deposita dentro del horno, dando como resultado que también aumenta el problema del entorno de trabajo. Para evitar que se produzcan dichos efectos malos, en el caso de que se use un polvo de cinc simple, se recomienda entonces que el aumento de la temperatura hasta la temperatura de sinterización se realice a una velocidad alta. En concreto, en la etapa de sinterización del material compacto obtenido en la etapa de compactación antes descrita, se recomienda que en el transcurso de aumento de la temperatura desde la temperatura ambiente a la temperatura de sinterización, el calentamiento en el intervalo de temperatura desde al menos 400 ºC que es cercano al punto de fusión del cinc hasta la temperatura de sinterización, proceda rápidamente a la velocidad de aumento de la temperatura de 10 ºC/min o más para suprimir la volatilización de los elementos ingredientes relevantes. Por otra parte, en el caso en el que el Zn se añade en forma de polvo de aleación de aluminio, como se ha expuesto antes, el Zn se hace difícil de

volatilizar y por lo tanto esto no es cierto.

Además, en la etapa de sinterización, la sinterización del material compacto se desarrolla calentando el material compacto a una temperatura de sinterización de 590 a 610 ºC durante un tiempo de sinterización de 10 minutos o más, de modo que mientras que se suprime la disminución excesiva en la precisión dimensional debido a la generación de una fase líquida, posiblemente se logra la difusión uniforme del elemento ingrediente. En la etapa de sinterización, para la formación uniforme de la disolución sólida con los respectivos elementos ingredientes en la base de Al, es necesario que la temperatura de sinterización se fije en 590 ºC o más y que el periodo de tiempo de sinterización sea de 10 minutos o más. Si las condiciones de sinterización están por debajo de estos intervalos, la difusión de los respectivos ingredientes en la base de Al se hace insuficiente, dando como resultado que disminuye la resistencia. Por otra parte, si la temperatura de sinterización supera 610 ºC, los problemas relacionados con la volatilización del Zn y el exceso de contracción debido a la fase líquida se hacen notables. En este caso, los granos de cristal también crecen y se hacen grandes, dando lugar a la disminución de la resistencia.

Mediante la sinterización descrita antes, los respectivos ingredientes se mantienen cada uno en un estado disuelto en la matriz. El material compacto sinterizado después se enfría y la velocidad de enfriamiento es mejor que sea alta aunque no está particularmente limitada. En detalle, si la velocidad de enfriamiento es baja, en el intervalo de temperatura (450 ºC o más) en particular, prosigue el aumento de tamaño de los granos de cristal. Además, el componente sobresaturado en el transcurso del enfriamiento a veces precipita a lo largo del límite de grano, produciendo la disminución de la resistencia y el alargamiento. También, la parte en la que el componente sobresaturado ha precipitado a veces es absorbida en la matriz al someterla a un tratamiento térmico posterior (tratamiento de la disolución), formando poros que producen el deterioro en la resistencia y el alargamiento. Por lo tanto, es mejor enfriar en el intervalo de temperatura alto a una velocidad que sea tan alta como sea posible. En particular, en el intervalo de temperatura de 450 ºC o más, se prefiere que el material compacto sinterizado se enfríe a una velocidad de -10 ºC/min.

En relación con la atmósfera de sinterización, es adecuada una no oxidante. Entre los diferentes gases no oxidantes, una atmósfera de nitrógeno gaseoso en la que el punto de rocío se haga -40 ºC o menos, es la más adecuada. El punto de rocío es un indicador que indica la cantidad de agua en la atmósfera de gas, y una gran cantidad de agua, que significa sustancialmente una gran cantidad de oxígeno, dificulta el progreso de la operación de sinterización puesto que es probable que el Al forme enlace con el oxígeno, obstruyendo la densificación de la masa. Puesto que además el nitrógeno gaseoso es barato y seguro comparado con otros gases no oxidantes, se prefiere, por lo tanto, la atmósfera de nitrógeno gaseoso en la que el punto de rocío se especifique como antes.

De acuerdo con la sinterización anterior, los elementos ingredientes se disuelven uniformemente en la matriz de Al para hacer la disolución sólida a través de la sinterización de la fase líquida, y es posible obtener un material compacto sinterizado de modo que la relación de densidades sea 93 % o más y los poros sean poros cerrados.

(4) Etapa de forjado que produce flujo plástico bajo presión

En general, se sabe como aumentar la densidad mediante la ejecución del tratamiento de forjado. Sin embargo, en el caso de un material poroso, aumentar simplemente la densidad solo da como resultado que los poros se cierran y no se forma enlace metálico en las paredes de los poros. Como resultado, a esto le sigue la aparición de grietas durante el forjado en la superficie del material o los poros que quedan como defectos dentro del producto, no pudiendo potenciar la resistencia y alargamiento. Por consiguiente, con el fin de obtener un nivel alto de resistencia y alargamiento, es necesario no solo cerrar los poros sino también formar enlaces metálicos en estos. En general, para obtener este enlace metálico, el forjado se ha realizado a través de dos subetapas divididas, una de las cuales es una subetapa para llevar a cabo la densificación del material pertinente y la otra de las cuales es una subetapa de deformación para obtener enlace metálico por deformación del material densificado.

En la presente invención, para obtener el enlace metálico en el procedimiento, se usa una técnica de realización de forja por recalcado que comprende aplicar presión, desde arriba y desde abajo, al material poroso sinterizado que se ha obtenido antes, para comprimirlo en la dirección de la altura para cerrar los poros y también para deformar el material comprimido hacia el espacio proporcionado en el lateral del material para producir flujo plástico del material en la dirección transversal a la dirección en la que se aplica la presión, formando así obligatoriamente enlaces en el material de las partes de los poros originales (es decir, la parte en la que el poro está cerrado pero no se ha formado enlace metálico), mientras que se forman enlaces metálicos en estas partes de poros. Por consiguiente, la etapa de forjado de la presente invención comprende una sola operación en la que se combinan los trabajos de las dos subetapas que se han ejecutado de forma convencional. En relación con la forja por recalcado, la relación de recalcado se determina como la relación de la diferencia en la dirección de prensado entre las dimensiones antes y después de forjado del material con respecto a las dimensiones antes del forjado del material. Aquí, hay que indicar que la importancia de la etapa de forjado de la presente invención es producir flujo plástico lateral del material bajo presión. Por lo tanto, si la deformación de recalcado descrita antes es el trabajo principal de la operación de la etapa de forjado, esto es aceptable y no existe impedimento incluso cuando la operación de la etapa de forjado también trabaja local o parcialmente como extrusión hacia adelante o hacia atrás en el material. En concreto, la operación de forjado de acuerdo con la presente invención puede incluir una técnica en la que el material se extruye localmente. Además, la operación de procesamiento en la que el área del material se reduce mediante una hilera, tal como el forjado con extrusión hacia adelante o hacia atrás y similares, también se puede incluir en la operación de la etapa de forjado, puesto que el prensado en dicha operación trabaja en direcciones radiales y la dirección en la que se deforma el material es a lo largo de la dirección de extrusión o la que se cruza con las direcciones de prensado en ángulos rectos. Por lo tanto, la técnica de trabajo anterior también está incluida en el alcance de la presente invención. Además, llevando a cabo la operación de forjado anterior para los trabajos de compresión y flujo plástico del material descritos antes, también se puede obtener, además de la acción descrita antes, una acción que hace fino al grano de cristal que crece durante la sinterización, y además rompe el precipitado, de modo que la resistencia y el alargamiento se potencian más.

Por consiguiente, con respecto al sinterizado que tiene una relación de densidades de 93 % o más, que se ha obtenido en la etapa de sinterización descrita antes, la etapa de forjado se lleva a cabo mediante un tratamiento de forjado en frío, en el que el forjado en frío a temperatura ambiente se lleva a cabo a una relación de recalcado de 3 a 40 %, o un tratamiento de forjado en caliente en el que se lleva a cabo el forjado de 150 a 450 ºC se lleva a cabo a una relación de recalcado de 3 a 70 %, para obtener una pieza de aluminio forjado sinterizada que tiene una relación de densidades mayor de 98 % o más. La pieza resultante tiene una resistencia a la tracción y alargamiento altos.

En el caso del forjado en frío, es necesario forjar de modo que la relación de recalcado sea de 3 a 40 %. Si la relación de recalcado es menor que 3 %, la deformación se produce solo localmente cuando el diámetro después del forjado es igual o mayor en comparación con este antes del forjado, con el resultado de que la cantidad de poros residuales aumenta no consiguiendo potenciar la resistencia y el alargamiento. Además, en el caso en el que el forjado se haga con una hilera cuyo diámetro es pequeño, tal como el forjado por extrusión hacia atrás, es necesaria una relación de recalcado de 3 % o más por la razón descrita antes. Por otra parte, si la relación de recalcado es 10 % o más, la relación de densidades de la masa forjada se puede hacer fácilmente que sea de 98 % o más. Por lo tanto, se prefiere esta configuración. Por otra parte, si la relación de recalcado supera 40 %, es probable que se produzcan grietas en la masa de forjado. Cuando se usa la operación de forjado en frío, si el forjado por recalcado se diseña de forma que las partes de los extremos terminales del material extendidos lateralmente durante el forjado se ponen en contacto completo con la pared interior de la hilera al final de la operación de forjado, aumenta la precisión en la dimensión y forma de los productos y es más difícil que los defectos permanezcan en la superficie más exterior. Por lo tanto, se prefiere dicha forma de forjado por recalcado.

En el caso de forjado en caliente, si se calienta el material (masa sinterizada) en un intervalo de 100 a 450 ºC, preferiblemente de 200 a 400 ºC, está permitido el forjado a una relación de recalcado dentro del intervalo de 3 hasta 70 %. La relación de recalcado de 10 a 70 % es preferida. Cuando la temperatura de calentamiento del material (masa sinterizada) es inferior a 100 ºC, casi no hay cambio útil en comparación con el caso del forjado en frío. Es decir, la deformabilidad del material es todavía pobre y por lo tanto es difícil aumentar la relación de recalcado. En el caso de que la temperatura de calentamiento del material (masa sinterizada) sea 200 ºC o más, el material se vuelve blando y aumenta la deformabilidad. Por consiguiente, se puede disminuir la presión de forjado para realizar el forjado en caliente a un valor deseado de relación de recalcado. Por lo tanto, se prefiere dicho intervalo de temperaturas. Por otra parte, si la temperatura de calentamiento supera 450 ºC, se produce de forma notable la adherencia entre la hilera y el material (masa sinterizada). Por lo tanto, es necesario fijar el límite superior en 450 ºC como máximo, y preferiblemente en 400 ºC. Sin embargo, incluso en el intervalo de temperatura adecuado descrito antes, si la relación de recalcado supera 70 %, es probable que se produzcan grietas en el forjado. Además, en el caso del forjado en caliente, si se lleva a cabo el forjado por recalcado de manera que las partes de los extremos terminales del material extendidas lateralmente durante el forjado se ponen en contacto con la pared interior de la hilera al final de la operación de forjado, es difícil que los defectos permanezcan en la superficie más externa. Por lo tanto, se prefiere dicha forma de forjado por recalcado.

En relación con las piezas de aluminio forjado sinterizadas obtenidas por las etapas descritas antes, puesto que están tan densificadas que la relación de densidades es 98 % o más y los granos de cristal se hacen finos, presentan unas propiedades mecánicas excelentes tales como una resistencia a la tracción de 300 MPa o más y un alargamiento de 4 % o más. Además, se puede mejorar más la propiedad mecánica, mediante una etapa adicional, para someter a una etapa de tratamiento térmico (tratamiento T6) después de la etapa de forjado.

(5) Etapa de tratamiento térmico (tratamiento T6)

La etapa de tratamiento térmico (tratamiento T6 de acuerdo con la regulación JIS H 0001) en el procedimiento de fabricación de la presente invención comprende un tratamiento en disolución y un tratamiento de precipitación por envejecimiento. En el tratamiento en disolución, se disuelve uniformemente una fase de precipitación en la base de Al para formar la disolución sólida por calentamiento a una temperatura de 460 a 490 ºC, y la masa resultante después se enfría en agua, formando así una disolución sólida sobresaturada. En el tratamiento de precipitación por envejecimiento, la masa resultante después del tratamiento en disolución se mantiene a una temperatura de 110 a 200 ºC para precipitar la disolución sólida sobresaturada y formar la fase de precipitación dispersa en la base de Al. Si la temperatura para el tratamiento en disolución está por debajo de 460 ºC, los componentes precipitados no forman disolución sólida de manera uniforme como conjunto en la matriz de Al. Por otra parte, si esta temperatura supera 490 ºC, aunque este efecto casi no cambia, se produce una fase líquida a una temperatura superior a 500 ºC, que da lugar a la generación de poros. En relación con el tratamiento de envejecimiento, si la temperatura es inferior a 110 ºC, no se obtiene suficiente cantidad de compuesto precipitado, mientras que en el caso en el que la temperatura supera 200 ºC, el compuesto precipitado crece para hacerse excesivamente grande, dando como resultado la disminución de la resistencia. En relación con el periodo de tiempo para el tratamiento de envejecimiento, se prefiere a 1 a 28 horas. La temperatura y el periodo de tiempo se pueden ajustar de forma adecuada, respectivamente, dentro de los intervalos descritos antes de acuerdo con la propiedad que se requiera.

Las piezas forjadas sinterizadas basadas en aluminio que se han obtenido realizando el tratamiento térmico descrito antes, como será evidente a partir de los siguientes ejemplo, mejoran para tener una resistencia a la tracción de 500 MPa o más y un alargamiento de 3 % o más, y por lo tanto presentan unas excelentes propiedades mecánicas que no se pueden esperar de aquellas obtenidas en la técnica convencional y que son equivalentes a los productos de acero generales.

EJEMPLOS

A. Ejemplos en los que el Z se añade en forma de un polvo de metal simple

Ejemplo 1

La etapa de mezclamiento del polvo de materia prima, la etapa de compactación, la etapa de sinterización, la etapa de forjado y la etapa de tratamiento térmico, se llevaron a cabo de forma secuencial para fabricar y evaluar 5

clases de muestras de piezas de aluminio forjado sinterizadas, cambiando la presión con la que se compacta el polvo. Específicamente, en la etapa de mezclamiento del polvo de materia prima, se prepararon el polvo de aluminio que tenía un tamaño de partículas de nº de malla 100 y el polvo de cinc, polvo de magnesio, polvo de cobre y polvo de estaño, cada uno de los cuales tenía un tamaño de partículas de nº de malla 250 respectivamente, para proporcionar un polvo de materia prima mediante mezclamiento de estos polvos entre sí, de modo que la composición de los ingredientes en el polvo mezclado era, en una relación en masa, de Zn: 5,5 %, Mg: 2,5 %, Cu: 1,5 %, Sn: 0,05 %, el resto Al y las impurezas inevitables. En la etapa de compactación, que usa el polvo de materia prima descrito antes y cambiando la presión de compactación, el polvo de materia prima se conformó bajo la presión de compactación en un material compacto de forma de columna con unas dimensiones de Φ 40 mm x 28 mm. En la etapa de sinterización, el material compacto se calentó en una atmósfera de nitrógeno gaseoso, elevando la temperatura de calentamiento dentro de un intervalo desde 400 ºC hasta la temperatura de sinterización de 600 ºC a una velocidad de aumento de la temperatura de 10 ºC/min, y se sinterizó manteniéndolo a la temperatura de sinterización durante 20 minutos. Después de esto, el material compacto se enfrió desde la temperatura de sinterización hasta 450 ºC a una velocidad de enfriamiento de -20 ºC/20 min. En la etapa de forjado, el material compacto sinterizado así obtenido se calentó a 200 ºC hasta para llevar a cabo el forjado caliente a una relación de recalcado de 40 %. El material compacto forjado se calentó a 470 ºC para realizar el tratamiento en disolución y después se mantuvo a 130 ºC durante 24 horas para realizar el tratamiento de precipitación por envejecimiento. Para evaluar las muestras obtenidas A-01 a A-05, se procesó cada una de ellas en una pieza de ensayo de tracción, y se llevó a cabo el ensayo de tracción en la misma para medir la resistencia a la tracción y el alargamiento. Los resultados se muestran en la tabla 1. Además, mientras se preparaban las muestras descritas antes, se midieron respectivamente la relación de densidades en cada uno de: el material compacto después de la etapa de compactación, el material compacto sinterizado después de la etapa de sinterización y el material compacto forjado después de la etapa de forjado, en cada una de las muestras. Los resultados también se muestran juntos en la Tabla 1.

Tabla 1

Muestra nº	Presión de compactación (MPa)	Relación de densidades (%)			Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento	Notas
		Material compacto crudo	Material compacto sinterizado	Material compacto forjado			
A-01	100	92,6	97,5	-	-	-	Pérdida de forma por exceso de contracción
A-02	200	93,6	97,9	99,3	523	4,5	
A-03	300	94,3	98,3	99,4	505	4,1	
A-04	400	95,0	98,9	99,6	520	4,3	
A-05	500	95,2	98,9	99,6	525	4,7	

ES 2 378 430 T3

A partir de los resultados mostrados en la tabla 1, se ha visto que si la presión de compactación es 200 MPa o más, se obtiene una masa compacta cruda cuya relación de densidades es alta, y como resultado, el producto obtenido por el paso a través de las etapas de sinterización, forjado y tratamiento térmico, presenta una propiedad mecánica alta de una magnitud tal que la resistencia a la tracción es 500 MPa o más y el alargamiento supera 4 %. Por otra parte, en el caso de la muestra número A-01 cuya presión de compactación es inferior a 200 MPa, la relación de densidades del material compacto crudo es baja y la cantidad de contracción debida a la generación de fase líquida es grande, y el material compacto pertinente pierde así la forma. Por esta razón, se cancelaron la ejecución de las etapas de forjado y tratamiento térmico posteriores y también se canceló el ensayo.

Ejemplo 2

En este ejemplo, usando el polvo de materia prima preparado en el ejemplo, se fabricaron las piezas de aluminio forjado sinterizadas nº A-06 a A-16, llevando a cabo la misma operación del ejemplo 1, excepto que la presión de compactación se fijó en 200 MPa; y las condiciones de sinterización se cambiaron a las mostradas en la Tabla 2. En relación con cada una de estas muestras, se midieron la relación de densidades después de ejecutar cada etapa así como la resistencia a la tracción y el alargamiento, mostrándose los resultados en la Tabla 2 junto con los resultados medidos en relación con la muestra Nº A-02 en el ejemplo 1. Aquí, en la Tabla 2, el campo “Velocidad de aumento de la temperatura” muestra la velocidad de aumento de la temperatura en el intervalo de 400 ºC a la temperatura de sinterización.

Tabla 2

Muestra Nº	Velocidad de aumento de la temperatura (ºC/min)	Sinterización		Relación de densidades (%)			Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento (%)	Notas
		Temp. (ºC)	Tiempo (min)	Material compacto crudo	Material compacto sinterizado	Material compacto forjado			
A-02	10	600	20	93,6	97,9	99,3	525	4,5	
A-06	5	600	20	93,6	96,8	98,9	480	3,3	
A-07	15	600	20	93,6	98,6	99,3	515	4,2	
A-08	20	600	20	93,6	97,9	98,9	525	4,7	
A-09	10	580	20	93,6	88,7	98,6	439	3,8	
A-10	10	590	20	93,6	97,9	98,9	525	4,5	
A-11	10	610	20	93,6	98,6	98,9	528	4,6	
A-12	10	620	20	93,6	-	-	-	-	Pérdida de forma por fusión
A-13	10	600	0	93,6	88,7	98,2	440	3,8	
A-14	10	600	20	93,6	98,6	98,9	490	4,0	
A-15	10	600	30	93,6	97,9	98,9	500	4,1	
A-16	10	600	40	93,6	97,9	98,9	510	4,1	

Primero, comparando la muestra nº A-02 y las muestras nº A-06 a A-08, se busca el efecto de la velocidad de aumento de la temperatura que se produce en el intervalo de 400 ºC hasta la temperatura de sinterización. En relación con la muestra nº A-06 en la que la velocidad de aumento de la temperatura es inferior a 10 ºC/min, disminuyen el componente Zn volatilizado del material compacto durante la sinterización y la cantidad de fase de precipitación. Como resultado de esto, el producto obtenido presenta un nivel bajo de resistencia a la tracción y un valor pequeño de alargamiento. Por otra parte, en relación con las muestras nº A-02, A-07 y A-08, en las que la velocidad de aumento de la temperatura es 10 ºC/min o más, se ve que cada uno de ellos presenta un nivel alto de propiedad mecánica en una magnitud tal que la resistencia a la tracción es 500 MPa o más y el alargamiento es superior a 4 %.

Segundo, comparando las muestras nº A02 y A-09 con la A-12 en la tabla 2, se ven los efectos de la temperatura de sinterización. En relación con cada una de las muestras nº A-02, A-10 y A-11, en las que la temperatura de sinterización está en el intervalo de 590 a 610 ºC, se ve que la muestra presenta un nivel alto de propiedad mecánica en una magnitud tal que la resistencia a la tracción es 500 MPa o más y el alargamiento es superior a 4 %. Por otra parte, en relación con la muestra nº A-09 en la que la temperatura de sinterización es inferior a 590 ºC, disminuyen tanto la resistencia a la tracción como el alargamiento. Se considera que la razón de esto es que el elemento ingrediente añadido en forma de un polvo de metal simple no se disuelve completamente en la matriz de Al para formar la disolución sólida y es segregado localmente permaneciendo, con el resultado de que la muestra pertinente tiene un valor pequeño de resistencia mecánica. A la inversa, en la muestra nº A-12 en la que la temperatura de sinterización es superior a 610 ºC, el material compacto pierde la forma debido al hecho de que la fase líquida se genera en exceso. Por lo tanto, los ensayos posteriores se cancelaron.

Tercero, comparando las muestras nº A-02 y A-13 a A-16 en la tabla 2, se buscaba el efecto del tiempo de sinterización. La muestra nº A-13 en la que el tiempo de sinterización es menor de 10 min, es inferior en términos de resistencia a la tracción así como en el alargamiento. Se considera que la razón de esto es que, cuando el tiempo de sinterización es corto, el ingrediente no se disuelve suficientemente en la matriz de Al para formar la disolución sólida y es segregado localmente permaneciendo, con el resultado de que la muestra pertinente tiene un valor pequeño de resistencia mecánica. Por otra parte, en las muestras nº A-02 y A-14 a A-16 en las que el tiempo de sinterización es 10 min o más, el ingrediente se disuelve uniformemente en la matriz de Al formando la disolución sólida. Por lo tanto, las muestras pertinentes presentan un nivel alto de propiedades mecánicas en una magnitud tal que la resistencia a la tracción es 500 MPa o más y el alargamiento es superior a 4 %. Sin embargo, incluso aunque el tiempo de sinterización supere 30 min, la resistencia mecánica no cambia demasiado. Por lo tanto, el ajuste del tiempo de sinterización a 30 min o menos será suficiente.

Ejemplo 3

En este ejemplo, usando el polvo de materia prima preparado en el ejemplo 1, se repitió la misma operación que en el ejemplo 1, excepto que las condiciones de forjado se cambiaron a las mostradas en la tabla 3, para fabricar las muestras de piezas de aluminio forjado sinterizado nº A-17 a A-34, en las mismas condiciones que en el ejemplo 1. En relación con cada una de estas muestras, se midió la relación de densidades después de ejecutar cada etapa así como la resistencia a la tracción y el alargamiento, mostrándose los resultados en la Tabla 3 junto con los resultados medidos en relación con la muestra nº A-02 del ejemplo 1. Aquí, en la tabla 3, en relación con el campo “temperatura de forjado”, el término “T.A. (temperatura ambiente)” indica el caso del forjado en frío, y en el caso del forjado en caliente, se muestra la temperatura de calentamiento para la muestra de material compacto sinterizado como material que se va a forjar. La muestra nº A-17 se prepara para comparar con una muestra de un material convencional que es similar al material de la publicación nacional de la solicitud de patente japonesa nº 11-504388 (WO 96/34991) sin forjado.

Tabla 3

Muestra Nº	Temperatura de forjado (ºC)	Relación de recalcado (%)	Relación de densidades del material compacto (%)			Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento (%)	Notas
			Crudo	Sinterizado	Forjado			
A-17	No forjado	No forjado	93,6	97,9	-	480	1,5	
A-18	T.A.	3	93,6	97,9	98,9	510	3,0	
A-19	T.A.	10	93,6	97,9	99,3	515	3,0	
A-20	T.A.	20	93,6	97,9	99,3	520	3,2	
A-21	T.A.	40	93,6	97,9	99,3	518	3,2	
A-22	T.A.	45	93,6	97,9	-	-	-	Aparecen grietas
A-23	100	40	93,6	97,9	99,3	515	4,0	
A-24	150	40	93,6	97,9	99,3	520	4,2	
A-02	200	40	93,6	97,9	99,3	523	4,5	
A-25	300	40	93,6	97,9	99,3	525	4,6	
A-26	400	40	93,6	97,9	99,3	530	4,2	
A-27	450	40	93,6	97,9	99,3	525	4,1	
A-28	500	40	93,6	97,9	99,3	-	-	Gripado de la hilera
A-29	400	3	93,6	97,9	98,9	505	4,0	
A-30	400	10	93,6	97,9	99,3	510	4,3	
A-31	400	20	93,6	97,9	99,3	520	4,5	
A-26	400	40	93,6	97,9	99,3	530	4,2	
A-32	400	70	93,6	97,9	99,3	515	4,4	
A-33	400	80	93,6	97,9	99,3	-	-	Aparecen grietas

Primero, comparando las muestras nº A-17 a 22 en la Tabla 3, se busca el efecto de la relación de recalcado que se produce cuando se lleva a cabo el forjado en frío a temperatura ambiente. En este caso, si la relación de recalcado está en el intervalo de 3 a 40 %, se encuentra que la muestra pertinente tiene un nivel de resistencia mecánica que es tan alta como 500 MPa o más de resistencia a la tracción y 3 % o más de alargamiento. Por otra parte, si la relación de recalcado supera 40 %, aparecen grietas en la muestra debido al forjado. Por lo tanto, se canceló el ensayo para evaluar la muestra.

Segundo, comparando las muestras nº A-02, A-21 (forjado en frío) y A-23 a A-28 en la Tabla 3, se busca el efecto de la temperatura de calentamiento a la que se lleva a cabo el forjado en caliente, cambiando esta temperatura de calentamiento para cada muestra. Como resultado de esto, se encuentra que, como se ha expuesto antes, la resistencia a la tracción tiene un valor tan alto como 500 MPa o más, incluso en el caso de forjado en frío. Sin embargo, llevar a cabo el forjado en caliente mejoraba el alargamiento a 4 % o más. Esto se puede atribuir al hecho de que aunque en el caso del forjado en frío quedan dentro de la muestra muy pocas grietas finas, a lo que le sigue la disminución del alargamiento, el llevar a cabo el forjado en caliente del material fijándose la temperatura de calentamiento en 100 ºC o más, hace que se eliminen las grietas finas. Por otra parte, cuando la temperatura de forjado supera 450 ºC, se produce la adherencia (gripado de la hilera) del material compacto sinterizado a la hilera. Por lo tanto, en dicho caso el ensayo se ha cancelado.

Tercero, comparando las muestras nº A-29 a A-34 en la Tabla, se investiga el efecto de la relación de recalcado en el caso en el que se lleva a cabo el forjado en caliente. En el caso del forjado en caliente, se encuentra que, incluso cuando se usa una relación de recalcado dentro de un intervalo amplio de 3 a 70 %, cada una de las muestras pertinentes tienen un nivel alto de propiedad mecánica en una magnitud tal que la resistencia a la tracción es 500 MPa o más y el alargamiento es 4 % o más. Por otra parte, cuando la relación de recalcado supera 70 %, el forjado produce grietas en las muestras. Por lo tanto, en dicho caso se ha cancelado el ensayo.

Ejemplo 4

En este ejemplo, usando el polvo de aluminio, polvo de cinc, polvo de magnesio y polvo de cobre usados en el ejemplo 1, se repitió la operación del ejemplo 1, excepto que, como las demás materias primas, el polvo de estaño, polvo de bismuto, polvo de indio y polvo de soldadura exento de plomo (Zn: 8 % en masa, Bi: 3 % en masa y el resto Sn), cada uno de los cuales tenía un tamaño de partículas menor del tamiz de nº de malla 250, se prepararon de modo que sus cantidades añadidas se cambiaron a las mostradas en la tabla 4, y que la presión de compactación se fijó en 200 MPa, de modo que las muestras nº A-34 a A-41 se fabricaron en las mismas condiciones que en el ejemplo 1. En relación con cada una de estas muestras, se midieron la relación de densidades después de ejecutar cada etapa, así como la resistencia a la tracción y el alargamiento, mostrándose los resultados en la tabla 4 junto con los resultados medidos de la muestra nº A-02 preparada en el ejemplo 1.

Tabla 4

Muestra nº	Relación en la mezcla (% en masa)		Relación de densidades (%)			Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento (%)
		Polvo de metal de bajo punto de fusión	Material compacto crudo	Material compacto sinterizado	Material compacto forjado		
A-34	Polvo de Zn: 5,4 Polvo de Mg: 2,6 Polvo de Cu: 1,5	–	93,6	90,4	99 ,3	490	3,8
A-35		Polvo de Sn: 0,01	93,6	96,5	99 ,3	520	4,4
A-02		Polvo de Sn: 0,05	93,6	97,9	99 ,3	523	4,5
A-36		Polvo de Sn: 0,1	93,6	97,9	99 ,3	523	4,5
A-37		Polvo de Sn: 0,5	93,6	96,1	99 ,3	520	4,0
A-38		Polvo de Sn: 0,7	93,6	95,8	99 ,3	495	3,1
A-39		Polvo de Bi: 0,05	93,5	98,0	99 ,3	526	4,4
A-40		Polvo de In: 0,05	93,6	97,9	99 ,3	515	4,2
A-41		Polvo de soldadura sin Pb: 0,05	93,6	98,1	99 ,3	525	4,5

Primero, comparando las muestras nº A-02, A-34 a A-38 en la tabla 4, se busca el efecto de la cantidad añadida de polvo de metal de bajo punto de fusión. Se encuentra que cuando se añade el metal de bajo punto de fusión, mejoran la resistencia a la tracción y el alargamiento y las propiedades mecánicas son altas, comparadas con el producto (la muestra nº A-34) que no tiene metal de bajo punto de fusión. Además, en relación con la cantidad añadida, se puede ver que el efecto de esta adición se convierte en distintivo con la adición de 0,01 a 0,5 % en masa; el efecto es más sobresaliente cuando la adición supera 0,5 % en masa; pero el % de disminución en el alargamiento es notable cuando la cantidad añadida es de 0,05 a 0,1 % en masa. Por consiguiente, en relación con la adición del polvo de metal de bajo punto de fusión, se confirma que la potenciación de las propiedades mecánicas se logra eficazmente cuando la adición se hace en el intervalo de 0,01 a 0,5 % en masa.

Segundo, comparando las muestras nº A-02 y A-39 a A-41 en la tabla 4, se busca el efecto de la clase de polvo de metal de bajo punto de fusión, mediante el cambio de clase. A partir de los resultados, se confirmó que, incluso cuando se usa el polvo de bismuto, polvo de indio o polvo de soldadura exento de plomo en lugar del polvo de estaño, se produce el mismo resultado.

B. Ejemplos con Zn añadido en forma de polvo de aleación de Al

En la pieza de aluminio forjado sinterizada con alta resistencia de la presente invención, se ejecutan de forma secuencial la etapa de mezclamiento del polvo de materia prima, etapa de compactación, etapa de sinterización y etapa de forjado. De estas etapas, en los ejemplos 5 a 8, las muestras se fabrican cambiando las clases de materias primas, así como la relación en la mezcla del polvo de materia prima, en concreto cambiando las condiciones que se usan cuando se ejecuta la etapa de mezclamiento del polvo de materia prima, y se evalúan, mostrándose los resultados obtenidos. En el ejemplo 9, cambiando las condiciones en las que se lleva a cabo la etapa de compactación y la etapa de sinterización, y en el ejemplo 10, cambiando las condiciones en las que se lleva a cabo la etapa de forjado, se fabrican respectivamente las muestras y se evalúan los productos resultantes mostrándose los resultados obtenidos.

Ejemplo 5

El ejemplo 5 es una realización en la que se comparan entre sí el resultado obtenido en el caso en el que se añade Zn en forma de un polvo de aleación de Al y en el caso en el que se añade Zn en forma de un polvo de metal simple.

Específicamente, en la etapa de mezclamiento del polvo de materia prima, se prepararon el polvo de aluminio cuyo tamaño de partículas era nº de malla 100, polvo de aleación de aluminio cuyo contenido de Zn era 12 % en masa, y polvo de cinc, polvo de magnesio, polvo de cobre y polvo de estaño, cada uno de los cuales tenía un tamaño de partículas de nº de malla 250. Estos polvos se mezclaron entre sí en la composición de mezcla mostrada en la tabla 5, para preparar el polvo de materia prima para cada una de las muestras nº B-01 y B-02 cuya composición de ingredientes era, en una relación en masa, Zn: 5,5 %, Mg: 2,5 %, Cu: 1,5 %, Sn: 0,1 %, siendo el resto Al y cantidades inevitables de impurezas.

En la etapa de compactación, usando el polvo de materia prima descrito antes, se hicieron cinco materiales compactos en forma de columna, cada uno con unas dimensiones de Φ40 mm x 28 mm, en cada muestra, respectivamente, mediante prensado del polvo a la presión de compactación, ajustando de forma adecuada la presión de compactación.

En la etapa de sinterización, estos materiales compactos crudos se sinterizaron mientras se calentaban en una atmósfera de nitrógeno gaseoso en el intervalo de temperatura desde 400 ºC hasta la temperatura de sinterización de 600 ºC, en el que la temperatura se elevó a una velocidad de 10 ºC/min y se mantuvieron durante 20 min a la temperatura de sinterización. Después se enfriaron en el intervalo de temperatura desde la temperatura de sinterización a 450 ºC, en el que la temperatura se disminuyó a la velocidad de -20 ºC/min. En la etapa de forjado, el material compacto sinterizado obtenido de esta forma, se calentó a 200 ºC y se forjó en caliente a la relación de recalcado de 40 %. El material compacto forjado así obtenido se calentó a 470 ºC para el tratamiento en disolución, y después se realizó otra etapa de tratamiento térmico en la que el material compacto resultante se mantuvo a 130 ºC durante 24 horas para realizar el tratamiento de precipitación por envejecimiento.

Y para llevar a cabo la evaluación de cada una de las muestras nº B-01 y B-02 obtenidas, se procesaron los cinco productos de cada muestra en cinco piezas de ensayo de tracción y después se llevó a cabo el ensayo de tracción para medir la resistencia a la tracción y el alargamiento. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 6, como el valor medio y el valor 3σ. Además, durante la fabricación de las muestras descritas antes, en relación con cada uno de los materiales compactos, se midieron la relación de densidades (valores medios) después de ejecutar la etapa de compactación, en el material compacto después de ejecutar la etapa de sinterización y en el material compacto forjado después de ejecutar la etapa de forjado, mostrándose también los resultados juntos en la tabla 6.

Tabla 5

Muestra nº	Relación en la mezcla (% en masa)								
	Polvo de aluminio	Polvo de aleación de aluminio			Polvo de Zn	Polvo de Mg	Polvo de Cu	Polvo de metal de bajo punto de fusión	
			Al	Zn				Clase	
B-01	50,0	45,9	resto	12,0	-	2,5	1,5	polvo de Sn	0,1
B-02	90,4	-			5,5	2,5	1,5	polvo de Sn	0,1

Tabla 6

Muestra nº	Relación de densidades (%)			Evaluación				Notas
	Material compacto crudo	Material compacto sinterizado	Material compacto forjado	Resistencia a la tracción (MPa)		Alargamiento (%)		
				Media	3σ	Media	3σ	
B-01	87,0	93,0	99,3	530	15	4,1	1,8	
B-02	93,6	97,9	99,3	523	33	4,5	1,6	Igual que A-02 en el ejemplo 1

A partir de los resultados de las tablas 5 y 6, se confirma que la resistencia se hace un poco mayor y que la fluctuación en términos de resistencia se puede suprimir en particular a un intervalo menor de valores en el caso en que se añade el Zn en forma del polvo en aleación con Al (la muestra nº B-01), que en el caso en el que se añade el Zn en forma de un polvo no mezclado (la muestra nº B-02).

Ejemplo 6

El ejemplo 6 es una realización de la invención en la que la comparación se hizo cambiando la proporción de mezcla entre el polvo de aluminio y los polvos de aleación de aluminio (cada uno con un tamaño de partículas de nº de malla 100) mostrados en la tabla 7, en los que el contenido de Zn es diferente. En relación con cada uno del polvo de aluminio, polvo de magnesio, polvo de cobre y polvo de estaño, se usaron respectivamente los mismos polvos que en el ejemplo 5, y se prepararon los polvos de materia prima, cada uno con las composiciones de ingredientes mostradas en la tabla 8. Usando cada uno de estos polvos de materia prima, se ejecutaron la etapa de compactación, etapa de sinterización, etapa de forjado, etapa de tratamiento térmico y etapa de procesamiento de la pieza de muestra, en las mismas condiciones que en el ejemplo 5. Y en relación con cada una de las muestras obtenidas, se midieron las propiedades mecánicas tales como la relación de densidades en cada etapa y la resistencia a la tracción y el alargamiento del producto pertinente, mostrándose los resultados en la tabla 9 junto con el resultado medido (valor medio) de la muestra nº B-01 en el ejemplo 5.

Tabla 7

Muestra nº	Relación en la mezcla (% en masa)							
	Polvo de Al	Polvo de aleación de Al			Polvo de Mg	Polvo de Cu	Polvo de metal de bajo punto de fusión	
			Al	Zn			Clase	
B-03	-	95,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-04	5,0	90,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-05	15,0	80,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-06	30,0	65,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-01	50,0	45,9	Resto	12,0	2-5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-07	70,0	25,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-08	80,0	15,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-09	22,5	73,4	Resto	7,5	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-10	40,8	55,1	Resto	10,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-01	50,0	45,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-11	59,2	36,7	Resto	15,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-12	68,3	27,6	Resto	20,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-13	77,5	18,4	Resto	30,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-14	82,1	13,8	Resto	40,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-15	65,9	30	Resto	10,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-16	62,5	33,4	Resto	30,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1

Tabla 8

Muestra nº	Composición de ingredientes (% en masa)					
	Al	Zn	Mg	Cu	Otros	
					Clase	
B-03	Resto	11,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-04	Resto	10,9	2,5	1,5	Sn	0,1
B-05	Resto	9,7	2,5	1,5	Sn	0,1
B-06	Resto	7,9	2,5	1,5	Sn	0,1
B-01	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-07	Resto	3,1	2,5	1,5	Sn	0,1
B-08	Resto	1,9	2,5	1,5	Sn	0,1
B-09	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-10	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-01	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-11	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-12	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-13	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-14	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-15	Resto	3,0	2,5	1,5	Sn	0,1
B-16	Resto	10,0	2,5	1,5	Sn	0,1

Tabla 9

Muestra nº	Relación de densidades del material compacto (%)			Evaluación		Notas
	Crudo	Sinterizado	Forjado	Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento (%)	
B-03	72,6	-	-	-	-	sinterizado con mucha deformación
B-04	75,3	-	-	-	-	sinterizado con mucha deformación
B-05	80,1	90,7	99,3	516	2,4	
B-06	83,0	90,6	99,3	518	3,1	
B-01	87,0	93,0	99,3	530	4,1	
B-07	90,3	94,2	99,4	521	4,2	
B-08	92,1	94,2	99,3	481	4,6	
B-09	77,3	87,6	99,3	516	1,9	

B-10	82,6	92,3	99,3	528	3,8	
B-01	87,0	93,0	99,3	530	4,1	
B-11	88,8	93,0	99,3	525	3,6	
B-12	90,2	94,1	99,3	518	3,1	
B-13	92,1	93,8	99,3	506	2,6	
B-14	93,3	90, 2	99,3	431	1,9	
B-15	90,3	94,2	99,3	520	4,1	
B-16	80,0	90,5	99,3	514	2,3	

Comparando las muestras nº B-01 y B-03 a B-08 en las tablas 7 a 9, se busca el efecto de la cantidad de polvo de aluminio añadida. En el caso de los productos (muestras nº B-03 y B-04) en los que la cantidad de polvo de aluminio añadida es inferior a 15 % en masa, como resultado del hecho de que la cantidad de Zn en la composición total del polvo de materia prima se hace excesivamente grande, en una magnitud que supera 10 % en masa, el material compacto sinterizado se deforma mucho debido a la fase líquida que aparece dentro del polvo de aleación de aluminio. Por lo tanto, se han cancelado las etapas posteriores. A partir de los resultados mencionados antes, se confirma que, en el caso en el que el Zn se añade totalmente en forma de polvo de aleación de aluminio, es necesario usar simultáneamente el polvo de aluminio de 15 % en masa o más. Por otra parte, cuando la cantidad de polvo de aluminio añadida es mayor de 15 % en masa y hasta 70 % en masa, la muestra presenta un nivel alto de resistencia a la tracción y, al mismo tiempo, la muestra pertinente también tiende a presentar un valor potenciado de alargamiento a medida que aumenta la cantidad de polvo de aluminio. Sin embargo, en la muestra nº B-08, en la que la cantidad de polvo de aluminio añadida es 80 % en masa, la cantidad de Zn en la composición total del polvo de materia prima cae por debajo de 3 % en masa y se convierte en deficiente con el resultado de que se ve la disminución en la resistencia de la muestra pertinente.

Comparando las muestras nº B-01 y B-09 a B-14 en las tablas 7 a 9, se busca el efecto del contenido de Zn en el polvo de aleación de aluminio. En estas comparaciones, la cantidad de Zn en la composición total del polvo de materia prima en cada muestra se ha ajustado a un valor fijo. A partir de los resultados de estas muestras, se encuentra que en la muestra nº B-09 en la que el contenido de Zn en el polvo de aleación de aluminio es inferior a 10 % en masa, el producto presenta un valor alto de resistencia a la tracción, mientras que sus valores de alargamiento son pequeños. Por otra parte, en el caso en el que el contenido de Zn en el polvo de aleación de aluminio es 10 % en masa o más, se encuentra que no solo la muestra pertinente presenta una resistencia a la tracción alta sino que también se potencia el valor del alargamiento. Sin embargo, cuando el contenido de Zn en el polvo de aleación de aluminio supera 30 % en masa, se ve que se produce tanto la disminución en la resistencia a la tracción como la disminución en el alargamiento. Por consiguiente, se confirma que cuando la cantidad de Zn en el polvo de aleación de aluminio está en el intervalo de 10 a 30 % en masa, la muestra relevante presenta valores altos de resistencia a la tracción y alargamiento.

En el intervalo óptimo confirmado antes de contenido de Zn en el polvo de aleación de aluminio, se pueden buscar el valor límite inferior de Zn en la composición total del polvo de materia prima, y su valor límite superior, respectivamente, por la muestra nº B-15 y la muestra nº B-16. Como resultado se confirma que cuando la cantidad de Zn está en el intervalo de 3 a 10 % en masa en la composición total del polvo de materia prima, el Zn trabaja para presentar una resistencia a la tracción alta y alargamiento alto junto con el efecto descrito antes.

Ejemplo 7

El ejemplo 7 es una realización en la que se han examinado las cantidades de Mg y Cu añadidas y las formas en las que se añadían el Mg y el Cu. En este ejemplo, junto con el polvo de aluminio, polvo de aleación de aluminio, polvo de magnesio, polvo de cobre y polvo de estaño usados para la muestra nº B-01, se mezclaron entre sí el polvo de aleación de aluminio cada uno con la composición mostrada en la tabla 6 y un tamaño de partículas de nº de malla 100 y el polvo de aleación de aluminio-magnesio en el que el contenido de Mg era 50 % en masa, siendo el resto Al y las impurezas inevitables y el tamaño de partículas era de nº de malla 250. La proporción de mezclamiento se muestra en la tabla 10, y se prepararon los polvos de materia prima cada uno con una composición total mostrada en la tabla 11. Usando estos polvos de materia prima, se llevó a cabo la etapa de compactación, etapa de sinterización, etapa de forjado, etapa de tratamiento térmico y etapa de procesamiento de la pieza de ensayo, en las mismas condiciones que en el ejemplo 5. En relación con las muestras nº B-17 a B-32 que se obtuvieron antes, se midieron las relaciones de densidades en cada etapa así como las propiedades mecánicas, en concreto, la resistencia a la tracción y el alargamiento, mostrándose los resultados en la tabla 12 junto con el resultado medido (valor medio) de la muestra nº B-01 en el ejemplo 5.

Tabla 10

Muestra nº	Relación en la mezcla (% en masa)									
	Polvo de Al	Polvo de aleación de Al					Polvo de Mg	Polvo de Al-50Mg	Polvo de Cu	Polvo de metal de bajo punto de fusión
			Al	Zn	Mg	Cu				
B-17	52,5	45,9	resto	12,0					1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-18	52,0	45,9	resto	12,0			0,5		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-19	51,5	45,9	resto	12,0			1,0		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-01	50,0	45,9	resto	12,0			2,5		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-20	47,5	45,9	resto	12,0				5,0	1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-21	47,5	45,9	resto	12,0			5,0		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-22	44,5	45,9	resto	12,0			8,0		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-23	51,5	45,9	resto	12,0			2,5		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-24	51,0	45,9	resto	12,0			2,5		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-01	50,0	45,9	resto	12,0			2,5		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-25	49,0	45,9	resto	12,0			2,5		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-26	46,5	45,9	resto	12,0			2,5		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-27	43,5	45,9	resto	12,0			2,5		1,5	Polvo de Sn: 0,1
B-28	61,0	36,4	resto	12,0		2,0	2,5			Polvo de Sn: 0,1
B-29	61,0	36,4	resto	12,0		5,0	2,5			Polvo de Sn: 0,1
B-30	61,0	36,4	resto	12,0		8,0	2,5			Polvo de Sn: 0,1
B-31	61,0	36,4	resto	12,0		10,0	2,5			Polvo de Sn: 0,1
B-32	61,0	36,4	resto	12,0		15,0	2,5			Polvo de Sn; 0,1

Tabla 11

Muestra nº	Composición de ingredientes, % en masa					
	Al	Zn	Mg	Cu	Otros	
					Clase	
B-17	Resto	5,5	0,0	1,5	Sn	0,1
B-18	Resto	5,5	0,5	1,5	Sn	0,1
B-19	Resto	5,5	1,0	1,5	Sn	0,1
B-01	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-20	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-21	Resto	5,5	5,0	1,5	Sn	0,1
B-22	Resto	5,5	8,0	1,5	Sn	0,1
B-23	Resto	5,5	2,5	0,0	Sn	0,1
B-24	Resto	5,5	2,5	0,5	Sn	0,1
B-01	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-25	Resto	5,5	2,5	2,5	Sn	0,1
B-26	Resto	5,5	2,5	5,0	Sn	0,1
B-27	Resto	5,5	2,5	8,0	Sn	0,1
B-28	Resto	4,4	2,5	0,7	Sn	0,1
B-29	Resto	4,4	2,5	1,8	Sn	0,1
B-30	Resto	4,4	2,5	2,9	Sn	0,1
B-31	Resto	4,4	2,5	3,6	Sn	0,1
B-32	Resto	4,4	2,5	5,5	Sn	0,1

Tabla 12

Muestra nº	Relación de densidades del material compacto (%)			Evaluación		Notas
	Crudo	Sinterizado	Forjado	Resistencia a la tracción (MPs)	Alargamiento (%)	
B-17	88,6	89,1	99,3	400	1,1	
B-18	88,2	90,6	99,3	501	2,6	
B-19	87,9	91,1	99,3	520	3,2	
B-01	87,0	93,0	99,3	530	4,1	
B-20	87,0	93,5	99,5	525	3,8	
B-21	86,1	92,8	99,3	518	2,1	

B-22	86,1	-	-	-		sinterizado con deformación grande
B-23	88,6	92,1	99,3	421	4,6	
B-24	87,8	93,0	99,3	501	4,2	
B-01	87,0	93,0	99,3	530	4,1	
B-25	86,6	93,4	99,3	520	2,1	
B-26	86,1	93,8	99,3	513	1,9	
B-27	84,1	-	-	-		sinterizado con deformación grande
B-28	87,6	92,1	99,3	531	3,2	
B-29	88,1	93,0	99,3	541	3,6	
B-30	88,0	93,6	99,3	435	3,8	
B-31	87,9	92,8	99,3	521	2,6	
B-32	87,8	89,6	99,3	470	1,3	

Comparando las muestras nº B-01, B-17 a B-19 y B-21 y B-22 en las tablas 10 a 12, se busca el efecto de la cantidad de polvo de Mg que se añade en forma de un polvo de metal simple. A partir de los resultados, se encuentra que, en el caso en el que no se añade Mg en absoluto (la muestra nº B-17), en el que no se produce la fase líquida en la que de lo contrario participaría el Mg, se reducen tanto la resistencia a la tracción como el alargamiento. En contraste, en el caso en el que el Mg se añade en forma de un polvo de metal simple, se potencia el alargamiento así como la resistencia a la tracción cuando la cantidad de Mg es 0,5 % en masa o más. Sin embargo, en el caso de la muestra nº B-22 en la que la cantidad de Mg supera 5 % en masa, la cantidad de fase líquida que se produce se hace excesivamente grande, con el resultado de que el material compacto sinterizado se deforma. A partir de estos puntos encontrados, se confirma que, en relación con la cantidad de Mg en la composición total del polvo de materia prima, hay un efecto de potenciación del alargamiento así como de la resistencia a la tracción cuando la cantidad de Mg está en el intervalo de 0,5 a 5 % en masa.

La muestra nº B-20 es un ejemplo en el que el Mg se añade en forma de polvo de aleación de aluminio-magnesio. Comparándola con la muestra nº B-01, se encuentra que, si la cantidad de Mg es igual en la composición total del polvo de materia prima, se obtienen valores equivalentes de resistencia a la tracción y de alargamiento incluso cuando se añade Mg en forma de polvo de aleación de aluminio-magnesio.

Comparando las muestras nº B-01 y B-23 a B-27 en las tablas 10 a 12, se busca el efecto de la cantidad de polvo de Cu que se añade en forma de un polvo de metal simple. A partir de los resultados, se encuentra que, en el caso de no añadir Cu en absoluto (muestra Nº B-23), en el que no se produce la fase líquida en la que de lo contrario participaría el Cu, la resistencia a la tracción tiene un valor bajo. En contraste, en el caso en el que el Cu se añade en forma de un polvo de metal sencillo, se potencia la resistencia a la tracción cuando la cantidad de Cu es 0,5 % en masa o más. Sin embargo, en el caso de la muestra nº B-22, en el que la cantidad de Cu supera 5 % en masa, la cantidad de fase líquida que se produce se hace excesivamente grande, con el resultado de que el material compacto sinterizado se deforma. Por otra parte, en relación con el alargamiento, al aumentar la cantidad de Cu el alargamiento tiende a disminuir, y cuando la cantidad de Cu supera 2,5 % en masa, la disminución del alargamiento se hace notable. A partir de estos puntos encontrados, se confirma que, en relación con la cantidad de Cu en la composición total del polvo de materia prima, hay un efecto de potenciación de la resistencia a la tracción cuando la cantidad de Cu está en el intervalo de 0,5 a 5 % en masa, y se prefiere la cantidad de Cu en el intervalo de 0,5 a 2,5 % en masa, porque el alargamiento tiende a disminuir menos.

Comparando las muestras nº B-28 a 32 en las tablas 10 a 12, se busca el efecto de la cantidad de Cu en el caso en que el Cu se añade en forma de un polvo de aleación de aluminio que contiene Zn en la misma. En este caso, como en el caso en el que el Cu se añade en forma de un polvo de metal simple, se ve más la potenciación en el alargamiento así como en la resistencia a la tracción que en el producto en el que no se añade Cu en absoluto (la muestra nº B-23). Sin embargo, en relación con la cantidad de Cu en la composición total del polvo de materia prima, incluso si está dentro del intervalo de 0,5 a 5 % en masa que se ha confirmado antes, se observa que, si la cantidad de Cu en el polvo de aleación de aluminio supera 10 % en masa, la resistencia a la tracción y el alargamiento contrariamente disminuyen. A partir de este resultado, se confirma además que, en el caso en el que se añade Cu en una forma en la

que está en aleación en el polvo de aleación de aluminio que contiene Zn en la misma, el límite superior de Cu en la aleación tiene que ser 10 % en masa.

Ejemplo 8

El ejemplo 8 es una realización en la que se ha llevado a cabo el examen de las cantidades de polvo de ayuda de la sinterización y la clase del mismo. Junto con el polvo de aluminio, polvo de aleación de aluminio, polvo de magnesio, polvo de cobre y polvo de estaño del ejemplo 5, se usaron el polvo de bismuto, polvo de indio y el polvo de soldadura exento de plomo, cada uno con un tamaño de partículas de nº de malla 250, y el polvo de soldadura exento de plomo tenía una composición en la que el contenido de Zn era 8 % en masa y la cantidad de Bi era 3 % en masa, siendo el resto Sn y las impurezas inevitables. Estos polvos se mezclaron entre sí en la proporción para el mezclamiento mostrada en la tabla 13, para preparar los polvos de materia prima, cada uno con la composición total mostrada en la tabla 14. Usando estos polvos de materia prima, se llevaron a cabo la etapa de compactación, etapa de sinterización, etapa de forjado, etapa de tratamiento térmico y etapa de procesamiento de la pieza de ensayo, en las mismas condiciones que las del ejemplo 5, para obtener los productos de las muestras nº B-33 a B-40. En relación con las muestras obtenidas, se llevaron a cabo las mediciones de las relaciones de densidades en cada etapa así como de las propiedades mecánicas que son la resistencia a la tracción y el alargamiento, mostrándose los resultados en la tabla 15 junto con el resultado medido (valor medio) de la muestra nº B-01 del ejemplo 5.

Tabla 13

Muestra nº	Relación en la mezcla (% en masa)							
	Polvo de Al	Polvo de aleación de Al			Polvo de Mg	Polvo de Cu	Polvo de metal de bajo punto de fusión	
			Al	Zn			Clase	
B-33	50,0	46,0	Resto	12,0	2,5	1,5		
B-34	50,0	45,99	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,01
B-35	50,0	45,99	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,05
B-01	50,0	45,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-36	50,0	45,5	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,5
B-37	50,0	45,3	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,7
B-01	50,0	45,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn	0,1
B-38	50,0	45,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Bi	0,1
B-39	50,0	45,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de In	0,1
B-40	50,0	45,9	Resto	12,0	2,5	1,5	Polvo de Sn-8Zn-3Bi	0,1

Tabla 14

Muestra nº	Composición de ingredientes, % en masa					
	Al	Zn	Mg	CU	Otros	
					Clase	
B-33	Resto	5,5	2,5	1,5		
B-34	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,01
B-35	Resto	5,5	5,0	1,5	Sn	0,05
B-01	Resto	5,5	8,0	1,5	Sn	0,1
B-36	Resto	5,5	2,5	1-5	Sn	0,5
B-37	Resto	5,4	2,5	1,5	Sn	0,7
B-01	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
B-38	Resto	5,5	2,5	1,5	Bi	0,1
B-39	Resto	5,5	2,5	1,5	In	0,1
B-40	Resto	5,5	2,5	1,5	Sn	0,1
					Bi	0,003

Tabla 15

Muestra nº	Relación de densidades del material compacto (%)			Evaluación		Notas
	Crudo	Sinterizado	Forjado	Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento (%)	
B-33	87,0	90,1	99,3	521	2,6	
B-34	87,0	90,1	99,3	533	3,6	
B-35	87,0	93,1	99,3	538	3,9	
B-01	87,0	93,0	99,3	530	4,1	
B-36	87,0	93,2	99,5	528	3,3	
B-37	87,0	-	-	-	-	Fracturas en la superficie de la masa sinterizada
B-01	87,0	93,3	99,3	530	4,1	
B-38	87,0	93, 3	99,3	525	3,8	
B-39	87,0	93,0	99,3	515	2,6	
B-40	87,0	93,0	99,3	532	3,6	

Aquí, comparando las muestras nº B-01 y B-33 a B-37 y en las tablas 13 a 15, se busca el efecto de la cantidad del polvo de metal de bajo punto de fusión. Comparando con el producto (muestra nº B-33) en el que no se añade metal de bajo punto de fusión, se encuentra que cuando se añade el metal de bajo punto de fusión la resistencia a la tracción y el alargamiento mejoran y se presentan propiedades mecánicas altas. También se encuentra que, en relación con la cantidad de adición, el efecto de esto se observa cuando está en el intervalo de 0,01 a 0,5 % en masa; y el efecto más alto es cuando la cantidad que se añade del mismo está en el intervalo de 0,05 a 0,1 % en masa. Sin embargo, si la cantidad

añadida del mismo supera 0,5 % en masa, destaca la disminución en el alargamiento. Por consiguiente, se confirma que, en relación con la adición del polvo de metal de bajo punto de fusión, el efecto de potenciación de las propiedades mecánicas se obtiene cuando esta adición está en el intervalo de 0,01 a 0,05 % en masa.

Además, comparando las muestras nº B-01 y B-38 a B-40 en las tablas 13 a 15, en las que cambia la clase de polvo de metal de bajo punto de fusión, se busca el efecto de la clase de polvo de metal de bajo punto de fusión. A partir de estos resultados, se confirma que se obtiene el mismo efecto descrito antes, incluso cuando se usan el polvo de bismuto, polvo de indio o polvo de soldadura exento de plomo en lugar del polvo de estaño.

Ejemplo 9

El ejemplo 9 es una realización en la que se lleva a cabo el examen del caso en el que la presión de compactación se cambia en las condiciones de compactación, o se cambia uno de la temperatura de sinterización y el tiempo de sinterización en las condiciones de sinterización.

Usando el polvo de materia prima que se preparó usando el polvo de aluminio, polvo de aleación de aluminio, polvo de magnesio, polvo de cobre y polvo de estaño, y ajustando la misma composición de ingredientes que en el ejemplo 5, se llevaron a cabo la etapa de compactación y la etapa de sinterización usando la presión de compactación, temperatura de sinterización y tiempo de sinterización mostrados en la tabla 16. Después, en las mismas condiciones que en el ejemplo 5, se llevaron a cabo la etapa de forjado, etapa de tratamiento térmico y etapa de procesamiento de la pieza de ensayo. En relación con cada uno de los productos obtenidos, se llevó a cabo la medición de la relación de densidades en cada etapa y de las propiedades mecánicas, es decir, la resistencia a la tracción y el alargamiento. Los resultados se muestran en la tabla 17 junto con el resultado (valor medio) de la muestra nº B-01 en el ejemplo 5.

Tabla 16

Muestra nº	Condiciones de compactación	Condiciones de sinterización	
	Presión de compactación (MPa)	Temperatura de sinterización (°C)	Tiempo de sinterización (min)
B-41	100	600	20
B-42	200	600	20
B-01	300	600	20
B-43	400	600	20
B-44	500	600	20
B-45	300	550	20
B-46	300	580	20
B-01	300	600	20
B-47	300	610	20
B-48	300	620	20
B-49	300	600	0
B-50	300	600	10
B-01	300	600	20
B-51	300	600	30
B-52	300	600	40

Tabla 17

Muestra nº	Relación de densidades del material compacto (%)			Evaluación		Notas
	Crudo	Sinterizado	Forjado	Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento (%)	
B-41	80,0	89,0	-	-	-	Deformado por sinterización
B-42	85,5	90,2	99,3	525	3,6	
B-01	87,0	93,1	99,3	530	4,1	
B-43	92,5	93,8	99,3	527	3,7	
B-44	-	-	-	-	-	Gripado de la hilera
B-45	87,0	88,0	99,3	418	1,8	
B-46	87,0	92,5	99,4	500	3,2	
B-01	87,0	93,0	99,3	530	4,1	
B-47	87,0	93,3	99,3	532	3,7	
B-48	87,0					Fusión y deformación por sinterización
B-49	87,0	90,1	99,3	420	2,0	
B-50	87,0	93,0	99,3	520	3,4	
B-01	87,0	93,0	99,3	530	4,1	
B-51	87,0	93,0	99,3	525	3,9	
B-52	87,0	93,0	99,3	525	3,6	

A partir de los resultados de las muestras nº B-01 y B-41 a B-44 en las tablas 16 y 17, se encuentra que cuando la presión de compactación está en el intervalo de 200 a 400 MPa, se obtiene una muestra de material compacto compactada en la que la relación de densidades es 90 % o más, y que pasando por las etapas de sinterización-forjado-tratamiento térmico, el producto de la muestra pertinente presenta un nivel alto de resistencia a la tracción y un valor alto de alargamiento. Además, en la muestra nº B-41 en la que la presión de compactación es inferior a 200 MPa, la cantidad de contracción debida a la aparición de la fase líquida es grande, porque la densidad del material compacto crudo es baja. Esto hace que se pierda la forma. Como resultado de esto, las posteriores etapas de forjado y tratamiento térmico se han cancelado y se ha parado el ensayo pertinente. Por otra parte, si la presión de compactación supera 400 MPa, se produce el gripado de la hilera, de modo que se ha parado la siguiente etapa de sinterización y las etapas posteriores se han cancelado y se ha detenido el ensayo.

Además, comparando las muestras nº B-01 y B-45 a B-48 en las tablas 16 y 17, se busca el efecto de la temperatura de sinterización. A partir de estos resultados, se encuentra que las muestras nº B-01, B-46 y B-47, en las que la temperatura de sinterización está en el intervalo de 580 a 610 ºC, presentan un nivel alto de resistencia a la tracción y un valor alto de alargamiento. Por otra parte, en la muestra nº B-45 en la que la temperatura de sinterización es inferior a 580 ºC, se deterioran tanto la resistencia a la tracción como el alargamiento. Se considera que esto se debe a que el elemento ingrediente no se ha disuelto completamente en la matriz de Al para formar la disolución sólida y se ha separado localmente permaneciendo, con el resultado de que las propiedades mecánicas se deterioran a un valor bajo. Al contrario de lo anterior, en la muestra nº B-48 en la que la temperatura de sinterización es mayor que 610 ºC, el material compacto sinterizado se deforma con fusión, porque se produce una cantidad excesiva de fase líquida. Por lo tanto, el ensayo posterior se ha cancelado.

Comparando las muestras nº B-01 y B-49 a B-52 en las tablas 16 y 17, se busca el efecto del tiempo de sinterización. A partir de estos resultados, se encuentra que en la muestra nº B-49 en la que el tiempo de sinterización es menor de 10 minutos, se deterioran tanto la resistencia a la tracción como el alargamiento. Se considera que esto se debe a que el elemento ingrediente no se disuelve suficientemente en la matriz de Al para formar la disolución sólida y es segregado localmente

permaneciendo, con el resultado de que las propiedades mecánicas tienen un valor bajo. Al contrario de lo anterior, en las muestras nº B-01 y B-50 a B-52 en las que el periodo de tiempo de sinterización es mayor de 10 minutos, el ingrediente se disuelve uniformemente en la matriz de Al para formar la disolución sólida, de modo que el producto pertinente presenta un nivel alto de propiedades mecánicas, a la vez que la resistencia a la tracción es 500 MPa o más, el alargamiento supera 4 %. Aquí, hay que indicar que, incluso cuando el tiempo de sinterización supera 30 minutos, las propiedades mecánicas que el producto presenta, no cambian. Por lo tanto, se puede considerar que un tiempo de sinterización de 30 min o menos es suficiente.

Ejemplo 10

En el ejemplo 10, se repitió la operación del ejemplo 5 en las mismas condiciones para la producción de muestras que las del ejemplo 5, excepto que se cambiaron las condiciones de forjado a las mostradas en la tabla 18, para preparar las muestras de producto nº B-53 a B-69, usando el polvo de aluminio, polvo de aleación de aluminio, polvo de cobre y polvo de estaño usados para la muestra nº B-1 del ejemplo 5 y preparando los polvos de materia prima que se ajustaron a la misma composición de ingredientes que en el ejemplo 5. En relación con cada una de estas muestras, se midieron la relación de densidades después de ejecutar cada etapa así como la resistencia a la tracción y el alargamiento, mostrándose los resultados en la tabla 18 junto con los resultados medidos relativos a la muestra nº B-01 del ejemplo 5. Aquí, en la tabla 18, en relación al campo “Temperatura de forjado”, la expresión “T.A. (temperatura ambiente)” designa el caso del forjado en frío, y en el caso del forjado en caliente, se muestra la temperatura de calentamiento para una muestra de material compacto sinterizado como material que se va a forjar. La muestra nº B-53 se prepara por comparación con una muestra de un material convencional que es similar al material de la publicación nacional de solicitud de patente japonesa nº 11-504388 (WO 96/34991) sin forjado.

Tabla 18

Muestra nº	Temperatura de forjado (°C)	Relación de recalcado (%)	Relación de densidades del material compacto (%)			Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento (%)	Notas
			Crudo	Sinterizado	Forjado			
B-53	Sin forjado	Sin forjado	87,0	93,0	99,3	420	0,5	
B-54	T.A.	3	87,0	93,0	99,3	480	2,0	
B-55	T.A.	10	87,0	93,0	99,3	485	2,2	
B-56	T.A.	20	87,0	93,0	99,3	490	2,2	
B-57	T.A.	40	87,0	93,0	99,3	495	2,3	
B-58	T.A.	45	87,0	93,0	-	-	-	Aparecieron grietas
B-59	100	40	87,0	93,0	99,3	510	2,7	
B-60	150	40	87,0	93,0	99,3	515	3,1	
B-61	200	40	87,0	93,0	99,3	520	3,4	
8-62	300	40	87,0	93,0	99,3	525	3,6	
B-01	400	40	87,0	93,0	99,3	530	4,1	
B-63	450	40	87,0	93,0	99,3	532	3,6	
B-64	500	40	87,0	93,0	99,3	-	-	Se produjo adherencia
B-65	400	3	87,0	93,0	99,3	485	2,8	
B-66	400	10	87,0	93,0	99,3	495	3,2	
B-67	400	20	87,0	93,0	99,3	520	3,5	
B-01	400	40	87,0	93,0	99,3	530	4,1	
B-68	400	70	87,0	93,0	99,3	520	3,8	
B-69	400	80	87,0	93,0	99,3	-	-	Aparecieron grietas

*En relación con las muestras nº 54 a 57, se han corregido los valores de alargamiento.

Aquí, comparando las muestras nº B-53 a B-58 en la tabla 18, se busca el efecto de la relación de recalcado que se produce cuando el forjado en frío se hace a temperatura ambiente. A partir de estos resultados, se encuentra que, incluso en el caso del forjado en frío, la muestra tiene un nivel de las propiedades mecánicas que es tan alto como 480 MPa o más de resistencia a la tracción y 3 % o más de alargamiento, si la relación de recalcado se fija en el intervalo de 3 a 40. Al contrario de lo anterior, si la relación de recalcado supera 40 %, se producen grietas en la muestra debido al forjado. En dicho caso se ha cancelado la realización del ensayo.

Además, se busca el efecto de la temperatura de calentamiento en el caso en el que se lleva a cabo el forjado en caliente, comparando las muestras nº B-01, B-57 (forjado en frío) y B-59 a B-64 en la tabla 18, en la que se cambia la temperatura de calentamiento para el material compacto sinterizado. A partir de estos resultados, se encuentra que, incluso en el caso de forjado en frío, el producto posiblemente tiene propiedades mecánicas de nivel alto, tal que la resistencia a la tracción es 480 MPa o más y el alargamiento es 2 % o más, con la condición de que la relación de recalcado se mantenga en el intervalo de 3 a 40 %. En contraste, si la relación de recalcado supera 40 %, se producen grietas en la muestra debido al forjado. Por lo tanto, en dicho caso el ensayo posterior se ha cancelado.

Además, se busca el efecto de la temperatura de calentamiento en el caso del forjado en caliente, comparando las muestras nº B-01, B-57 (forjado en frío), y B-59 a B-64 en la tabla 18, en la que se cambia la temperatura para el material compacto sinterizado que se va a forjar. A partir de estos resultados, se encuentra que, incluso aunque el producto forjado en frío tenga posiblemente una resistencia a la tracción con un valor alto de aproximadamente 500 MPa, la resistencia a la tracción en el caso del forjado en caliente posiblemente supere 500 MPa, a la vez que el alargamiento posiblemente mejore a un valor de aproximadamente 3 % o más. Esto se puede atribuir al hecho de que, aunque permanecen en la muestra muy pocas grietas finas en el caso del forjado en frío, a lo que le sigue la disminución del alargamiento, las grietas finas se pueden perder llevando a cabo el forjado en caliente ajustando la temperatura de calentamiento del material a 100 ºC o más. Sin embargo, si la temperatura de forjado supera 400 ºC, se produce la adherencia (gripado de la hilera) del material compacto sinterizado a la hilera. Por lo tanto, en dicho caso el ensayo posterior se ha cancelado.

Además, comparando las muestras nº 65 a 69 en la tabla 18, se busca el efecto de la relación de recalcado en el caso en el que se hace el forjado en caliente. A partir de estos resultados, se encuentra que, en el caso del forjado en caliente, las muestran tienen un nivel alto de resistencia a la tracción y un valor alto de alargamiento, incluso cuando la relación de recalcado se extiende en un amplio intervalo de 3 a 70 %. Sin embargo, si la relación de recalcado supera 70 %, el forjado produce la aparición de grietas en la muestra. Por lo tanto, en dicho caso el ensayo posterior se ha cancelado.

Debe entenderse que la invención no está limitada de ninguna manera por las realizaciones anteriores y que se pueden llevar a cabo muchos cambios en las mismas sin salirse del alcance de la invención como se define en las reivindicaciones adjuntas.

REIVINDICACIONES

1. Un procedimiento de fabricación de una pieza basada en aluminio forjado sinterizada, que comprende:

preparar un polvo de materia prima que comprende, en masa: de 3,0 a 10 % de cinc; de 0,5 a 5,0 % de magnesio; de 0,5 a 5,0 % de cobre; una cantidad inevitable de impurezas; y el resto aluminio;

conformar el polvo de materia prima en un material compacto mediante presión del polvo de materia prima;

sinterizar el material compacto en una atmósfera no oxidante de forma que se caliente el material compacto a una temperatura de sinterización de 590 a 610 ºC durante 10 min o más, antes de enfriar el material compacto sinterizado; y

forjar el material compacto sinterizado obtenido con una relación de densidades de 93 % o más, mediante presión del material compacto sinterizado en una dirección de prensado a una relación de recalcado de 10 % o más, comprimiendo el material compacto sinterizado en la dirección de prensado y produciendo flujo plástico del material en una dirección transversal a la dirección de prensado, con la relación de densidades del material compacto forjado aumentando a 98 % o más,

en el que el polvo de materia prima se prepara usando un polvo de aluminio simple en al menos 15 % en masa del polvo de materia prima y un polvo de aleación de aluminio que contiene el total del cinc que comprende el polvo de materia prima, el polvo de la aleación de aluminio tiene una composición que comprende de 10 a 30 % en masa de cinc, una cantidad inevitable de impurezas y el resto aluminio, cada uno del polvo de aluminio simple y el polvo de aleación de aluminio tiene un tamaño de partículas de 140 μm o menos, y cada uno del magnesio y el cobre se mezcla en el polvo de materia prima en una forma de polvo que tiene un tamaño de partículas de 74 μm o menos.

2. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 1, en el que el forjado comprende uno de forjado en frío y forjado en caliente, comprendiendo el forjado en frío presionar el material compacto sinterizado a temperatura ambiente, estando la relación de recalcado en un intervalo de 10 a 40 %, y comprendiendo el forjado en caliente presionar el material compacto sinterizado a una temperatura de 100 a 450 ºC estando la relación de recalcado en el intervalo de 10 a 70 %.

3. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 1, en el que el polvo de materia prima en el conformado se presiona a una presión de compactación de 200 MPa o más, y la relación de densidades del material compacto formado en el conformado es 90 % o más.

4. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 1, en el que la presión de compactación es de 400 a 500 MPa, y la relación de densidades del material compacto formado en el conformado es 95 % o más.

5. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 1, en el que la preparación del polvo de materia prima comprende mezclar un polvo de aluminio con: un polvo de cinc; un polvo de magnesio; un polvo de cobre; y un polvo aditivo en forma de un polvo de aleación o una mezcla de polvos de metales simples, comprendiendo el polvo aditivo al menos dos elementos que se seleccionan del grupo que consiste en cinc, magnesio, cobre y aluminio.

6. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 5, en el que el polvo de aluminio tiene un tamaño de partículas de 140 μm o menos, y cada uno del polvo de cinc, el polvo de magnesio, el polvo de cobre y el polvo aditivo, tiene un tamaño de partículas de 74 μm o menos.

7. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 1, en el que el polvo de aleación de aluminio comprende además cobre en una relación de 10 % en masa o menos respecto al polvo de aleación de aluminio.

8. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 1, en el que el polvo de materia prima además comprende al menos un polvo auxiliar de sinterización que se selecciona del grupo que consiste en un polvo de estaño simple, un polvo de bismuto simple, un polvo de indio simple, y tanto un polvo de compuesto eutéctico como un polvo de compuesto monotáctico, los cuales comprenden ambos al menos un elemento de: estaño, bismuto e indio, como componente principal, y los dos producen una fase líquida eutéctica de dicho componente principal en la sinterización, y la relación del polvo de ayuda de la sinterización al polvo de materia prima es de 0,01 a 0,5 % en masa.

9. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 1, en el que la sinterización comprende: elevar la temperatura en un intervalo de temperatura de 400 ºC a la temperatura de sinterización, a una velocidad de aumento de 10 ºC/min.

10. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 1, en el que la atmósfera no oxidante en la sinterización es una atmósfera de nitrógeno gaseoso que tiene un punto de rocío de -40 ºC o menos.

11. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 1, que además comprende: someter el material compacto forjado a tratamiento térmico que comprende: calentar el material compacto forjado a una temperatura de 460 a 490 ºC y enfriamiento con agua para así disolver una fase de precipitación en la base de aluminio del material compacto forjado produciendo disolución sólida; y mantener la temperatura en un intervalo de 110 a 200 ºC durante 1 a 28 horas para producir una fase de precipitación de la disolución sólida.

12. El procedimiento de fabricación de la reivindicación 1, en el que el enfriamiento del material compacto sinterizado a temperatura ambiente es a una velocidad de -10 ºC/min.