

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 675 238**

51 Int. Cl.:

C22C 38/44	(2006.01)	C21D 1/42	(2006.01)
B22F 1/00	(2006.01)	C21D 1/58	(2006.01)
B22F 9/08	(2006.01)	C22C 38/00	(2006.01)
C22C 33/02	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)
B22F 3/10	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)
C21D 1/76	(2006.01)	F16C 3/02	(2006.01)
C21D 7/04	(2006.01)	F16C 3/04	(2006.01)
C21D 7/06	(2006.01)	C21D 9/30	(2006.01)
C21D 9/28	(2006.01)	C22C 38/08	(2006.01)
C21D 1/18	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **21.05.2010 PCT/SE2010/050551**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **25.11.2010 WO10134886**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **21.05.2010 E 10778026 (4)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **02.05.2018 EP 2432908**

54 Título: **Acero sinterizado de baja aleación de alta resistencia**

30 Prioridad:

22.05.2009 SE 0900689
22.06.2009 US 219000 P

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
09.07.2018

73 Titular/es:

HÖGANÄS AB (PUBL) (100.0%)
Bruksgatan 35
263 83 Höganäs, SE

72 Inventor/es:

YU, YANG y
HIROSE, NORIMITSU

74 Agente/Representante:

DEL VALLE VALIENTE, Sonia

ES 2 675 238 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Acero sinterizado de baja aleación de alta resistencia

5 Campo de la invención

La presente invención se refiere a un polvo de baja aleación basado en hierro así como a una composición de polvo que contiene el polvo y aditivos, el método de fabricar componentes sinterizados a partir de la composición de polvo, y los componentes sinterizados fabricados a partir de la composición de polvo. El polvo y la composición de polvo se diseñan para una producción rentable de piezas sinterizadas de polvo.

Antecedentes de la invención

En las industrias, está extendiéndose cada vez más el uso de fabricación de productos metálicos mediante compactación y sinterización de composiciones de polvo metálico. Se están produciendo varios productos diferentes de forma y grosor variables y los requisitos de calidad se elevan continuamente al mismo tiempo que se desea reducir el coste. Dado que se obtienen los componentes de forma final, o los componentes de forma similar a la final que requieren un mínimo de mecanizado con el fin de alcanzar la forma terminada, mediante prensado y sinterización de la composiciones de polvo de hierro en combinación con un alto grado de utilización del material, esta técnica tiene una gran ventaja sobre las técnicas convencionales para formar piezas metálicas tales como moldeo o mecanizado a partir de material en barras o piezas forjadas.

Sin embargo, un problema relacionado al método de prensado y sinterización es que el componente sinterizado contiene una cierta cantidad de poros que disminuyen la resistencia del componente. Básicamente hay dos maneras de superar el efecto negativo sobre las propiedades mecánicas causado por la porosidad del componente. 1) La resistencia del componente sinterizado puede aumentarse introduciendo elementos de aleación tales como carbono, cobre, níquel, molibdeno, etc. 2) La porosidad del componente sinterizado puede reducirse aumentando la compresibilidad de la composición de polvo, y/o aumentando la presión de compactación para una densidad en verde más alta, o aumentando la contracción del componente durante la sinterización. En la práctica, se aplica una combinación de reforzar el componente mediante adición de elementos de aleación y minimizar la porosidad.

Hay tres maneras comunes de alear polvos de hierro: prealeación, mezclado y aleación por difusión. Una ventaja de la prealeación es que se garantiza una buena distribución de los elementos de aleación por toda la aleación. Sin embargo, la desventaja es que la compresibilidad se reduce con contenido de elemento de aleación en un material prealeado. Cuando se añaden elementos de aleación por mezclado, la compresibilidad no se afecta de forma adversa. Sin embargo, pueden aparecer problemas de distribución y segregación, dado que las partículas del elemento de aleación necesitan a menudo ser mucho más pequeñas que las partículas del material de base para promover difusión durante la sinterización. La unión por difusión es una técnica que ofrece la solución intermedia. Los elementos de aleación se mezclan con el material de base, seguido de un tratamiento térmico en una atmósfera reductora, uniendo de este modo las partículas de elemento de aleación más pequeñas por difusión a las partículas más grandes, disminuyendo el riesgo de segregación mientras que mantiene buena compresibilidad.

El cromo es un elemento de aleación que sirve para reforzar la matriz mediante endurecimiento por disolución sólida. El cromo aumentará también la templabilidad, resistencia a la oxidación y resistencia a la abrasión de un cuerpo sinterizado. Actualmente existen soluciones que incluyen cromo como elemento de aleación. Sin embargo, estos productos requieren atmósferas muy bien controladas durante sinterización para generar efectos positivos. La presente invención se refiere a una aleación que excluya cromo, dando como resultado por lo tanto menos requerimientos en equipo de hornos de sinterización y/o en control.

Durante la sinterización, las partículas de polvo metálico del componente compactado o prensado, el componente en verde, se difundirán conjuntamente en el estado sólido formando uniones fuertes, denominadas cuellos de sinterización. El resultado es una pieza de forma final o pieza de forma similar a la final con una densidad relativamente alta adecuada para aplicaciones de bajo o medio rendimiento. Normalmente, los artículos sinterizados se fabrican a partir de polvo de hierro mezclado con cobre y grafito. Otros tipos de materiales sugeridos incluyen polvo de hierro prealeado con níquel y molibdeno y cantidades pequeñas de manganeso para potenciar la templabilidad de hierro sin desarrollar óxidos estables. Se añaden también comúnmente agentes potenciadores de maquinabilidad tales como MnS.

Se han producido con éxito diversas piezas automotrices mediante la técnica de prensado y sinterización. Es deseable mejorar el rendimiento de las partes sinterizadas para que puedan reemplazarse más partes mediante esta técnica rentable. Sin embargo, la fabricación de piezas automotrices es una aplicación de alto volumen y sensible a precio con requisitos de rendimiento, diseño y durabilidad estrictos. Por tanto los materiales rentables son altamente deseables.

Los documentos US 3.901.661, US 4.069.044, US 4.266.974, US 5.605.559, US 6.348.080 y WO 03/106079 describen polvos que contienen molibdeno. Cuando se usa el polvo prealeado con molibdeno para producir partes

prensadas y sinterizadas, se forma fácilmente bainita en la parte sinterizada. En particular, cuando se usan polvos que tienen contenidos bajos de molibdeno, la bainita formada es gruesa lo que afecta a la maquinabilidad, lo que puede ser problemático en particular para componentes donde es deseable una buena maquinabilidad. Además, el molibdeno es muy caro como elemento de aleación.

Sin embargo, en el documento US 5.605.559 se ha obtenido una microestructura de perlita fina con polvo aleado con Mo manteniendo Mn muy bajo. Se precisa que Mo mejora la resistencia del acero mediante endurecimiento por solución y endurecimiento por precipitación de carburo de Mo, y similares. Sin embargo, cuando el contenido de Mo es menos de aproximadamente el 0,1% en peso, su efecto es pequeño. El Mn mejora la resistencia de un material sometido a tratamiento térmico mejorando su templabilidad. Sin embargo, cuando el contenido de Mn excede de aproximadamente 0,08% en peso, se produce óxido sobre la superficie de polvos de acero aleados de tal forma que se disminuye la compresibilidad. Sin embargo, mantener el contenido de Mn bajo puede ser caro, en particular cuando se usa desecho de acero barato en la producción, dado que el desecho de acero contiene a menudo Mn en un 0,1% en peso y más. Por tanto, un polvo producido será por consiguiente comparativamente caro.

El documento US 4 954 171 describe un polvo para su uso en la producción de piezas sinterizadas por pulvimetalurgia y un acero de aleación sinterizado de alta resistencia. Sin embargo, dicha aleación contiene cantidades altas de Mo ya que se reivindica el 0,65-3,50% en peso. Los resultados presentados se obtuvieron usando vías de procesamiento caras, tales como compactación doble y sinterización a alta temperatura.

El documento JP H04 337001 describe un polvo de acero de baja aleación para pulvimetalurgia que tiene los componentes químicos que consisten en $\leq 0,05\%$ en peso de C, $\leq 0,3\%$ en peso de Mn, del 0,3 al 2,5% en peso de Ni, del 0,3 al 2,0% en peso de Mo, $\leq 0,2\%$ en peso de O, y el resto impurezas inevitables así como un moldeo sinterizado y un cuerpo tratado térmicamente y revenido.

Objetos de la invención

Un objeto de la invención es proporcionar un polvo de baja aleación basado en hierro adecuado para producir componentes sinterizados, tales como componentes automotrices.

Otro objeto de la invención es proporcionar una aleación de polvo unido por difusión con una alta razón de rendimiento/coste.

Otro objeto de la invención es proporcionar un componente sinterizado que tiene alta resistencia lograda mediante una vía de procesamiento rentable, preferiblemente compactación simple seguida de sinterización a temperaturas habituales seguida de tratamiento térmico. Ejemplos de tales componentes son engranajes, ruedas dentadas tales como ruedas dentadas de árboles de levas y de cigüeñales, cubos sincronizadores, etc.

Sumario de la invención

Al menos uno de estos objetos se logra mediante:

-Un polvo de acero de baja aleación atomizado con agua que comprende en % en peso: 0,45-1,50 de Ni, 0,3-0,55 de Mo, 0,09-0,3 de Mn, menos del 0,2 de Cu, menos del 0,1 de C, menos del 0,25 de O, menos del 0,5 de impurezas inevitables, con el resto siendo hierro, donde Ni y Mo se han aleado mediante un procedimiento de aleación por difusión.

-Una composición que se basa en el polvo de acero que tiene en % en peso de la composición: 0,35-1,0 de C en forma de grafito, y opcionalmente 0,05-2,0 de lubricante y/o 0-3,0 de Cu en forma de polvo de cobre, y opcionalmente materiales de fase dura y agentes potenciadores de maquinabilidad.

-Un método para producir un componente sinterizado, que comprende las etapas de:

- a) preparar una composición de polvo de acero basado en hierro antes mencionada;
- b) someter la composición a compactación entre 400 y 2000 MPa;
- c) sinterizar el componente en verde obtenido en una atmósfera reductora a una temperatura entre 1000 y 1400 °C; y
- d) someter el componente sinterizado obtenido a tratamiento térmico, tal como temple y revenido.

-Un componente hecho a partir de la composición.

El polvo de acero tiene contenidos bajos y definidos de elementos de aleación y está esencialmente libre de cromo y vanadio y se ha demostrado que puede proporcionar un componente que tiene una resistencia a la tracción de al

menos 1000 MPa, preferiblemente más de 1020 MPa, y lo más preferiblemente más de 1040 MPa cuando se sinterizó a 1120°C durante 20 minutos y posteriormente se sometió a temple y revenido en aceite.

Breve descripción de las figuras

5 A continuación la invención se esclarecerá con referencia a las figuras adjuntas, en las que;
 la fig. 1 muestra la imagen metalográfica tomada de una muestra de un primer material, material A, que demuestra una estructura martensítica casi en su totalidad y muy pocas áreas de austenita rica en Ni irregular (vistas como
 10 manchas brillantes en la imagen) según la invención, y,
 la fig. 2 muestra la imagen metalográfica de un material de técnica anterior, una muestra llamada ref. 2, que muestra una estructura martensítica que tiene muchas áreas de austenita rica en níquel (vistas como manchas brillantes en la imagen).

Descripción detallada de la invención

Preparación del polvo de acero aleado basado en hierro.

20 Se produce el polvo de hierro puro mediante atomización con agua de una masa fundida de hierro. El polvo atomizado puede someterse adicionalmente a un procedimiento de recocido de reducción, antes de alearse usando un procedimiento de aleación por difusión. El tamaño de partícula de la aleación de polvo unida por difusión puede ser de cualquier tamaño siempre que sea compatible con los procedimientos de prensado y sinterización o de forjado de polvo. Ejemplos de tamaño de partícula adecuado es el tamaño de partícula del polvo conocido
 25 ASC100.29 disponible de Höganäs AB, Suecia, que tiene un máximo de 2,0% en peso por encima de 180 µm y el 15-30% en peso por debajo de 45 µm.

Contenidos del polvo de acero

30 El manganeso aumentará la resistencia, dureza y templabilidad del polvo de acero. Además, si el contenido de manganeso es demasiado bajo, es posible usar desecho reciclado barato a menos que se lleve a cabo un tratamiento específico para la reducción durante el transcurso de la fabricación de acero, lo que aumenta los costes. Un contenido de Mn por encima del 0,3% en peso aumentará la formación de manganeso que contiene inclusiones en el polvo de acero y tendrá también un efecto negativo sobre la compresibilidad debido al endurecimiento por
 35 disolución sólida y a aumento de la dureza de ferrita. Por tanto, el contenido de Mn no debe exceder del 0,3% en peso. Por tanto, el contenido de manganeso preferiblemente debe estar por encima del 0,1% en peso pero menor del 0,3% en peso, más preferiblemente en el intervalo del 0,15-0,30% en peso.

El níquel aumenta la fuerza y la dureza mientras que proporciona buenas propiedades de ductilidad. Sin embargo, menos del 0,45% en peso de Ni no producirá suficiente efecto de aleación para templabilidad y podría también comprometer una distribución uniforme de Ni en el componente. Un contenido por encima del 1,50% en peso tenderá a formar austenita rica en Ni durante las condiciones de tratamiento térmico, lo que disminuirá la resistencia del material. El Ni, sin embargo, es un elemento costoso y es por tanto deseable mantenerlo tan bajo como sea posible. Además, se ha encontrado que un contenido de Ni por debajo del 0,90% en peso, e incluso por debajo del
 45 0,65% en peso, da como resultados las propiedades suficientes del producto final, cuando Ni está unido por difusión a la superficie del polvo de hierro. Por tanto se prefiere que el contenido de Ni sea como máximo el 0,90% en peso, más preferiblemente como máximo el 0,65% en peso. Por tanto, el contenido de Ni debe estar en el intervalo del 0,45-0,90% en peso, y preferiblemente del 0,45-0,65% en peso. En este intervalo, el Ni unido completamente por difusión contribuye más a la resistencia de cuellos de sinterización comparado con el Ni prealeado. Preferiblemente todo el contenido de Ni está presente como Ni unido por difusión, es decir unido a la superficie del polvo de hierro. Sin embargo, pueden ser aceptables cantidades pequeñas de Ni como Ni prealeado, preferiblemente por debajo del
 50 0,05% en peso.

El oxígeno es como máximo el 0,25% en peso. Un contenido demasiado alto de óxidos afecta la resistencia del componente sinterizado y opcionalmente forjado, y afecta a la compresibilidad del polvo. Por estas razones, O es preferiblemente como máximo el 0,18% en peso.

El cobre debe ser menos del 0,2% en peso, y el cromo menos del 0,1% en peso.

60 El molibdeno estabiliza la ferrita después de la sinterización. Los componentes con menos del 0,3% de Mo presente en el sistema de Fe-Ni muestran una pobre dureza. Tener un contenido de Mo elevado no contribuirá lo suficiente al rendimiento. El contenido de Mo optimizado para este sistema es del 0,3-0,55% en peso, preferiblemente del 0,35-0,55% en peso, y lo más preferiblemente del 0,40-0,55% en peso. En este intervalo, el Mo unido por difusión funciona mejor que el Mo prealeado. Esto es debido a que el contenido de Mo limitado localizado en las regiones del borde de las partículas contribuye más a la templabilidad que el de la matriz. Preferiblemente todo el contenido de
 65 Mo está presente como Mo unido por difusión, es decir unido a la superficie del polvo de hierro. Sin embargo,

pueden ser aceptables cantidades pequeñas de Mo como Mo prealeado, preferiblemente por debajo del 0,05% en peso.

5 El carbono en el polvo de acero debe ser como máximo el 0,1% en peso y el nitrógeno como máximo el 0,1% en peso. Contenidos más altos reducirán inaceptablemente la compresibilidad del polvo.

La cantidad total de impurezas secundarias tales como silicio fosforoso, aluminio, cromo, vanadio y similares debe ser menos del 0,5% en peso con el fin de no deteriorar la compresibilidad del polvo de acero o actuar como formadores de inclusiones perjudiciales, preferiblemente menos del 0,3% en peso.

10 Se ha encontrado sorprendentemente que el efecto de reforzamiento de cuellos de sinterización proporcionado por la composición de polvo tiene un mayor impacto sobre las propiedades después de la sinterización y el tratamiento térmico de lo que anteriormente se creía, dando como resultado componentes sinterizados con resistencia a la tracción de al menos 1000 MPa, preferiblemente más de 1020 MPa, y lo más preferiblemente más de 1040 MPa a una densidad sinterizada de al menos 7,0 g/cm³, preferiblemente al menos 7,1 g/cm³. Este nivel de densidad sinterizada y resistencia a la tracción puede lograrse por ejemplo mediante compactación a 600 MPa seguida de sinterización a 1120°C durante 20 minutos y posteriormente templado y revenido en aceite.

20 Composición de polvo

Antes de la compactación, se mezcla el polvo de acero basado en hierro con grafito, y opcionalmente con polvo de cobre y/o lubricantes, y opcionalmente con materiales de fase dura y agentes potenciadores de maquinabilidad.

25 Con el fin de potenciar la resistencia y la dureza del componente sinterizado, se introduce carbono en la matriz. El carbono, C, se añade como grafito en una cantidad entre el 0,35 y 1,0% en peso de la composición. Una cantidad de menos del 0,35% en peso de C dará como resultado una resistencia demasiado baja y una cantidad más del 1,0% en peso de C dará como resultado una formación excesiva de carburos que proporcionan una dureza demasiado alta y afectan las propiedades de maquinabilidad. Si, tras la sinterización, debe someterse el componente a tratamiento térmico según un procedimiento de tratamiento térmico que incluye carburización o carbonitruración, las adiciones de grafito pueden excluirse o limitarse a menos del 0,35%.

35 Se añaden lubricantes a la composición con el fin de facilitar la compactación y expulsión del componente compactado. La adición de lubricantes en una cantidad de menos del 0,05% en peso de la composición tendrá un efecto insignificante y la adición de más del 2% en peso de la composición dará como resultado una densidad demasiado baja del cuerpo compactado. Los lubricantes pueden elegirse del grupo de estearatos metálicos, ceras, ácidos grasos y derivados de los mismos, oligómeros, polímeros y otras sustancias orgánicas que tienen efecto lubricante.

40 El cobre, Cu, es un elemento de aleación usado comúnmente en la técnica pulvimetalúrgica. El Cu potenciará la resistencia y la dureza a través de endurecimiento por disolución sólida. El Cu también facilitará la formación de cuellos de sinterización durante la sinterización, ya que el cobre se funde antes de que se alcance la temperatura de sinterización, proporcionando la denominada sinterización en fase líquida. El polvo puede opcionalmente mezclarse con Cu, preferiblemente en una cantidad del 0-3% en peso de Cu.

45 Pueden añadirse otras sustancias, tales como materiales de fase dura, y agentes potenciadores de maquinabilidad, tales como MnS, MoS₂, CaF₂, y pueden añadirse diferentes clases de minerales, etc.

Sinterización

50 Se transfiere la composición de polvo basado en hierro al interior de un molde y se somete a una presión de compactación de aproximadamente 400-2000 MPa hasta una densidad en verde superior de aproximadamente 6,75 g/cm³. El componente en verde obtenido se somete adicionalmente a sinterización en una atmósfera reductora a una temperatura de aproximadamente 1000-1400°C. Si el componente debe sinterizarse a temperaturas de sinterización regulares, esto habitualmente se lleva a cabo a 1000-1200°C, preferiblemente a 1050-1180°C, lo más preferiblemente a 1080-1160°C. Si el componente debe sinterizarse a alta temperatura esto habitualmente se lleva a cabo a 1200-1400°C, preferiblemente a 1200-1300°C, y lo más preferiblemente a 1220-1280°C.

Tratamientos tras la sinterización

60 Para obtener una microestructura deseada, puede someterse el componente sinterizado a un procedimiento de tratamiento térmico que incluye una velocidad de enfriamiento controlada. El procedimiento de endurecimiento puede incluir procedimientos conocidos tales como templar y revenir, endurecimiento superficial, carburación, nitrocarburación, carbonitruración, endurecimiento por inducción y similares. Alternativamente, puede utilizarse un procedimiento de endurecimiento por sinterización a velocidad de enfriamiento alta. En el caso de que el tratamiento térmico incluya carburación, la cantidad de grafito añadido puede estar en el intervalo del 0,15-0,35% en peso.

Pueden utilizarse otros tipos de tratamientos tras la sinterización, tales como laminación de superficie o granallado, que introduce tensiones residuales de compresión que potencian la resistencia a la fatiga.

Propiedades del componente terminado

La presente invención proporciona un nuevo material de baja aleación que tiene resistencia a la tracción alta de al menos 1000 MPa, preferiblemente más de 1020 MPa, y lo más preferiblemente más de 1040 MPa, a una densidad sinterizada de al menos 7,0 g/cm³, preferiblemente al menos 7,1 g/cm³. Este nivel de densidad sinterizada y resistencia a la tracción puede lograrse como ejemplo mediante compactación a 600 MPa seguida de sinterización a 1120°C durante 20 minutos y temple y revenido en aceite subsiguiente.

Con el polvo atomizado con agua de baja aleación de la presente invención, es posible producir componentes sinterizados que tienen una microestructura caracterizada por una cantidad limitada/baja de austenita rica en Ni irregular en una matriz que comprende martensita. La matriz se caracteriza también por tener Mo distribuido de forma no homogénea.

Se ha encontrado también sorprendentemente que la maquinabilidad de los componentes según la invención, en su estado según se sinterizan, es mucho mejor que la de los componentes según se sinterizan fabricados de materiales de mayor aleación.

Ejemplo 1

Se produjeron polvos de acero aleados basados en hierro mediante la mezcla de elementos de aleación a polvo de hierro puro, y mediante tratamiento térmico de la mezcla de polvo en atmósfera reductora, uniendo las partículas de elemento de aleación más pequeñas por difusión a las partículas más grandes. La tabla 1 muestra las composiciones químicas de los diferentes polvos. Los tamaños de partícula de todos los polvos (A, B, ref. 1-3) estaban por debajo de 150 µm. Los polvos A, B se basaban ambos en polvo de hierro ASC100.29, disponible de Höganäs AB, y se unieron por difusión con un polvo que contiene Ni (partículas finas de Ni esencialmente puro) y un polvo que contiene Mo (partículas finas de óxidos de Mo). La ref. 1 se basó en polvo de hierro ASC100.29, disponible de Höganäs AB, y se unió por difusión con un polvo que contiene Ni (partículas finas de Ni esencialmente puro) y un polvo que contiene Mo (partículas finas de óxidos de Mo). La ref. 2 se basó en polvo de hierro ASC100.29, disponible de Höganäs AB, y se unió por difusión con un polvo que contiene Ni (partículas finas de Ni esencialmente puro), un polvo que contiene Mo (partículas finas de óxidos de Mo) y un polvo que contiene Cu (partículas finas de Cu esencialmente puro). La ref. 3 se preparó como un polvo prealeado. Los análisis químicos de los polvos unidos por difusión (A, B, ref.1 y ref. 2) y el polvo prealeado (ref. 3) se muestran en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química de polvos de acero A, B, y Referencias

Polvo	Mo [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mn [%]	C [%]	O [%]
A	0,50	0,50	-	0,17	0,002	0,08
B	0,51	0,87	-	0,12	0,002	0,08
Ref. 1	0,89	0,89	-	<0,10	0,002	0,08
Ref. 2	0,50	4,0	1,5	<0,10	0,002	0,08
Ref. 3 (prealeado)	0,60	0,45		0,3	0,004	0,13

Se mezclaron los polvos de acero obtenidos con 0,6% en peso de la composición de grafito UF4, de Kropfmühl, y 0,8% de cera de amida PM, disponible de Höganäs AB, Suecia.

Las composiciones de polvo obtenidas se transfirieron a un molde y se compactaron para formar componentes en verde a una presión de compactación de 600 MPa. Los componentes en verde compactados se sinterizaron en un horno de cinta laboratorio a una temperatura de 1120°C durante 20 minutos en una atmósfera del 90% de nitrógeno y 10% de hidrógeno.

Las probetas sinterizadas se calentaron en una atmósfera con un potencial de carbono del 0,6% a 840°C durante 20 minutos, seguida de revenido en aceite. Las probetas se sometieron adicionalmente a revenido en aire a 200°C durante 60 minutos.

Las probetas sinterizadas se sometieron a prueba para determinar su resistencia a la tracción y alargamiento según la norma ASTM E9-89C y dureza, HRC de acuerdo con la norma SS-EN ISO 6508-1. La energía de impacto se sometió a prueba según la norma EN10045-1.

La tabla 2 muestra cantidades de grafito añadidas a la composición antes de la producción de las muestras de prueba, y los resultados del análisis de las probetas sinterizadas a 1120°C y sometidas a tratamiento térmico. También muestra los resultados de las pruebas de resistencia a la tracción, pruebas de energía de impacto y

pruebas de dureza.

Tabla 2. Cantidad de grafito añadido, C analizado, resultados de pruebas de tracción, pruebas de energía de impacto y pruebas de dureza.

Composición de polvo basado en polvo	Grafito añadido [%]	C [%]	O [%]	Densidad sinterizada [g/cm ³]	Límite elástico [MPa]	Resistencia a la tracción [MPa]	Alargamiento [%]	Dureza [HRC]	Energía de impacto [J]
A	0,6	0,56	0,06	7,10	1040	1042	0,20	34,0	9,3
B	0,6	0,55	0,06	7,11	1050	1093	0,27	35,9	11,0
Ref. 1	0,6	0,57	0,06	7,09	1044	1050	0,21	36,2	9,4
Ref. 2	0,6	0,51	0,04	7,08	837	1015	0,57	30,5	13,3
Ref. 3	0,6	0,59	0,08	6,99	-	873	0,12	33,4	5,8

Las muestras de baja aleación que se basan en los polvos A y B muestran un límite elástico que es similar al límite de las muestras que se basan en la ref. 1 después del tratamiento térmico. Muestran un límite elástico que es mayor que el límite de las muestras que se basan en la ref. 2 de alta aleación, y muestran una resistencia a la tracción que es mayor que la de las muestras que se basan en la ref. 3 prealeada. El contenido mayor de Mo en ref. 1 no produce ningún efecto positivo.

Las muestras de baja aleación que se basan en polvos A y B muestran una resistencia a la tracción que es similar a o mayor que la resistencia de las muestras que se basan en la ref. 1 después del tratamiento térmico. Muestran una resistencia a la tracción que es mayor que la resistencia de las muestras que se basan en la ref. 2 de alta aleación, y muestran una resistencia a la tracción que es mayor que la resistencia de las muestras que se basan en la ref. 3 prealeada. El contenido mayor de Mo en ref. 1 tampoco produce efecto positivo alguno en este caso.

El alargamiento de las muestras preparadas a partir de A y B es similar a o mayor que el alargamiento de las muestras que se basan en la ref. 1. Es mayor que el alargamiento de los materiales prealeados, pero es menor que el alargamiento de las muestras que se basan en la ref. 2 de alta aleación. Comparada con las muestras que se basan en la ref. 3 prealeada, el alargamiento es mejor.

La dureza de las muestras preparadas a partir de A y B es similar a la dureza de las muestras preparadas a partir de la ref. 1. No se observa ningún efecto positivo del contenido de Mo elevado. La dureza es mayor que la dureza de las muestras que se basan en la ref. 2 de alta aleación gracias a la austenita menos rica en Ni retenida en la microestructura predominantemente martensítica. La dureza es también mayor que las muestras que se basan en el material prealeado ref. 3.

Los resultados de la prueba de energía de impacto de las muestras preparadas a partir de A y B son similares a los resultados de la prueba de energía de impacto de las muestras preparadas a partir de la ref. 1. Son algo menores que los resultados de la prueba de energía de impacto de las muestras preparadas a partir de la ref. 2, y son mayores que los resultados de la prueba de energía de impacto de las muestras preparadas a partir de la ref. 3.

Ejemplo 2

Se produjeron y sometieron a prueba muestras según el ejemplo 1, a excepción de la temperatura de sinterización, que fue 1250°C. La tabla 3 muestra cantidades de grafito añadidas a la composición antes de la producción de las muestras de prueba, y los resultados del análisis químico de las probetas sinterizadas a 1250°C y sometidas a tratamiento térmico. También muestra los resultados de las pruebas de resistencia a la tracción, pruebas de energía de impacto y pruebas de dureza.

Tabla 3. Cantidad de grafito añadido, C analizado, resultados de pruebas de tracción, pruebas de energía de impacto y pruebas de dureza.

Composición de polvo que se basa en polvo	Grafito añadido [%]	C [%]	O [%]	Densidad sinterizada [g/cm ³]	Límite elástico [MPa]	Resistencia a la tracción [MPa]	Alargamiento [%]	Dureza [HRC]	Energía de impacto [J]
A	0,6	0,59	0,03	7,16	1146	1220	0,32	38,2	15,2
B	0,6	0,62	0,02	7,18	1168	1275	0,38	38,9	18,0
Ref. 1	0,6	0,63	0,03	7,15	1171	1279	0,39	38,9	17,5
Ref. 2	0,6	0,49	0,03	7,17	997	1236	0,82	34,0	19,6
Ref. 3	0,6	0,60	0,05	7,06	-	1061	0,12	36,9	12,0

Las muestras de baja aleación que se basan en polvos A y B muestran un límite elástico que es similar al límite

elástico de las muestras que se basan en Ref. 1 después del tratamiento térmico. Muestran un límite elástico que es mayor que el límite elástico de las muestras que se basan en la ref. 2 de alta aleación, y muestran una resistencia a la tracción que es mayor que la resistencia a la tracción de las muestras que se basan en la ref. 3 prealeada. El contenido mayor de Mo en ref. 1 no produce ningún efecto positivo.

Las muestras de baja aleación que se basan en polvos A y B muestran una resistencia a la tracción que es similar a la resistencia de las muestras que se basan en Ref. 1 y Ref. 2 después del tratamiento térmico, y muestran una resistencia a la tracción que es mayor que la resistencia de las muestras que se basan en la ref. 3 prealeada. El contenido mayor de Mo en ref. 1 tampoco produce efecto positivo alguno en este caso.

El alargamiento de las muestras preparadas a partir de A y B es similar al alargamiento de las muestras que se basan en la ref. 1. Es mayor que el alargamiento de los materiales prealeados, pero es menor que el alargamiento de las muestras que se basan en la ref. 2 de alta aleación. Comparada con las muestras que se basan en la ref. 3 prealeada, el alargamiento es mejor.

La dureza de las muestras preparadas a partir de A y B es similar a la dureza de las muestras preparadas a partir de la ref. 1. No se observa ningún efecto positivo del contenido de Mo elevado. La dureza es mayor que la dureza de la ref. 2 de alta aleación gracias a la austenita menos rica en Ni retenida en la microestructura predominantemente martensítica. La dureza es también mayor que las muestras que se basan en el polvo prealeado ref. 3.

Los resultados de la prueba de energía de impacto de las muestras preparadas a partir de A y B son similares a los resultados de la prueba de energía de impacto de las muestras preparadas a partir de la ref. 1 y la ref. 2, y son mayores que los resultados de la prueba de energía de impacto de las muestras preparadas a partir de la ref. 3.

Los resultados muestran que para alta resistencia y alta dureza, la manera más favorable de añadir elementos de aleación en este sistema de aleación y para procedimientos de tratamiento térmico similares a los descritos en los ejemplos, es mediante aleación por difusión. Adicionalmente, cuando se desean alta resistencia y alta dureza, la adición de Ni debe ser moderada, ya que con contenidos elevados la presencia de austenita retenida reduce la dureza y resistencia. Adicionalmente, la adición de más del 0,55% de Mo no proporciona ninguna mejora en el rendimiento mecánico.

Además, las muestras de resistencia a la tracción que se basan en polvos A y ref. 2 según la tabla 3 se evaluaron metalográficamente usando LOM estándar y técnicas de decapante. En la figura 1 la imagen metalográfica se toma de una muestra fabricada de material A, que demuestra una estructura martensítica casi en su totalidad y muy pocas áreas de austenita rica en Ni irregular (vistas como manchas brillantes en la imagen). En la figura 2 la imagen metalográfica se toma de una muestra fabricada de ref. 2, que muestra una estructura martensítica que tiene muchas áreas de austenita rica en níquel (vistas como manchas brillantes en la imagen).

Ejemplo 3

Se produjeron y sometieron a prueba muestras que se basan en polvos A y ref. 2 según el ejemplo 1, a excepción de la temperatura de sinterización, que fue 1250°C, y en que las muestras no se sometieron a tratamiento térmico después de la sinterización, es decir que las muestras estaban en un estado según se sinterizaron. Se mezclaron el grafito y/o el agente potenciador de maquinabilidad MnS con los polvos de acuerdo con las especificaciones de la tabla 4. Las pruebas de maquinabilidad se llevaron a cabo sobre las muestras mediante perforación y recuento de la cantidad de orificios perforados antes del fallo total de la perforadora. El resultado se muestra en la tabla 4.

Geometría de prueba: Ø80 x 12 mm
 Tipo de perforadora: Dormer Ø3,5, A002
 Datos de corte: Velocidad de corte, Vc = 40 m/min
 Alimentación, f = 0,06 mm/rev.
 Profundidad de corte, ap. = 9,6 mm (ciego), seco

Tabla 4. Resultados de pruebas de maquinabilidad

Polvo de base	de Grafito [%]	MnS [%]	Número de agujeros/perforadora	Perforadoras usadas	Tiempo [min]
A	0,6	-	2400	1	79
A	0,6	0,5	>>2400	1	>79
Ref. 2	0,6	0,5	20	4	1

Como puede verse en la tabla 4, la maquinabilidad de componentes según se sinterizan que se basan en el polvo A es mucho mejor que la de las muestras que se basan en la ref. 2. Incluso las muestras que se basan en el polvo A sin la adición del MnS fueron mejores que las muestras que se basan en la ref. 2 que tiene MnS como un agente potenciador de maquinabilidad.

REIVINDICACIONES

1. Polvo de acero basado en hierro atomizado con agua que consiste en, en % en peso,
 - 5 0,45-0,90 de Ni,
0,30-0,55 de Mo,
0,1-0,3 de Mn,
menos del 0,2 de Cu,
menos del 0,1 de C,
10 menos del 0,25 de O,
menos del 0,5 de impurezas inevitables, y
siendo el resto hierro,
caracterizado porque Ni y Mo se han aleado mediante un procedimiento de aleación por difusión.
- 15 2. Polvo según la reivindicación 1, en el que el contenido de Ni está dentro del intervalo del 0,45-0,65% en peso.
3. Polvo según la reivindicación 1 ó 2, en el que el contenido de Mo está dentro del intervalo de 0,45-0,55% en peso.
- 20 4. Polvo según una cualquiera de las reivindicaciones 1-3, en el que el contenido de Mn es más del 0,15% en peso.
5. Composición de polvo basado en hierro que comprende un polvo de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1-4 mezclada con el 0,35-1,0% en peso de la composición de grafito.
- 25 6. Composición de polvo basado en hierro según la reivindicación 5, que comprende además el 0,05-2,0% en peso de la composición de lubricantes.
- 30 7. Composición de polvo basado en hierro según una cualquiera de las reivindicaciones 5 y 6, que comprende además cobre en una cantidad de hasta el 3,0% en peso.
8. Composición de polvo basado en hierro según una cualquiera de las reivindicaciones 5 a 7, que comprende además materiales de fase dura y agentes potenciadores de la maquinabilidad.
- 35 9. Método para producir un componente sinterizado, que comprende las etapas de:
 - 40 a) preparar una composición de polvo de acero basado en hierro según se define en una cualquiera de las reivindicaciones 5 a 8;
 - b) someter la composición a compactación a una presión entre 400 y 2000 MPa;
 - c) sinterizar el componente en verde obtenido en una atmósfera reductora a una temperatura entre 1000 y 1400°C.
- 45 10. Método para producir un componente sinterizado según la reivindicación 9, que comprende además la etapa de
 - d) someter el componente sinterizado obtenido a tratamiento térmico, tal como temple y revenido.
- 50 11. Método para producir un componente sinterizado según la reivindicación 9 o la reivindicación 10, en el que la presión en la etapa b) es 400-1000 MPa.
12. Método para producir un componente sinterizado según la reivindicación 12, en el que la presión es 500-800 MPa.
- 55 13. Un componente sinterizado producido a partir de la composición según una cualquiera de las reivindicaciones 5 a 8.
14. Componente según la reivindicación 13, que tiene una resistencia a la tracción de al menos 1000 MPa y una densidad sinterizada de al menos 7,0 g/cm³.
- 60 15. Componente según la reivindicación 14, que tiene una microestructura caracterizada por una baja cantidad de austenita rica en Ni irregular en una matriz que comprende martensita.

Figura 1

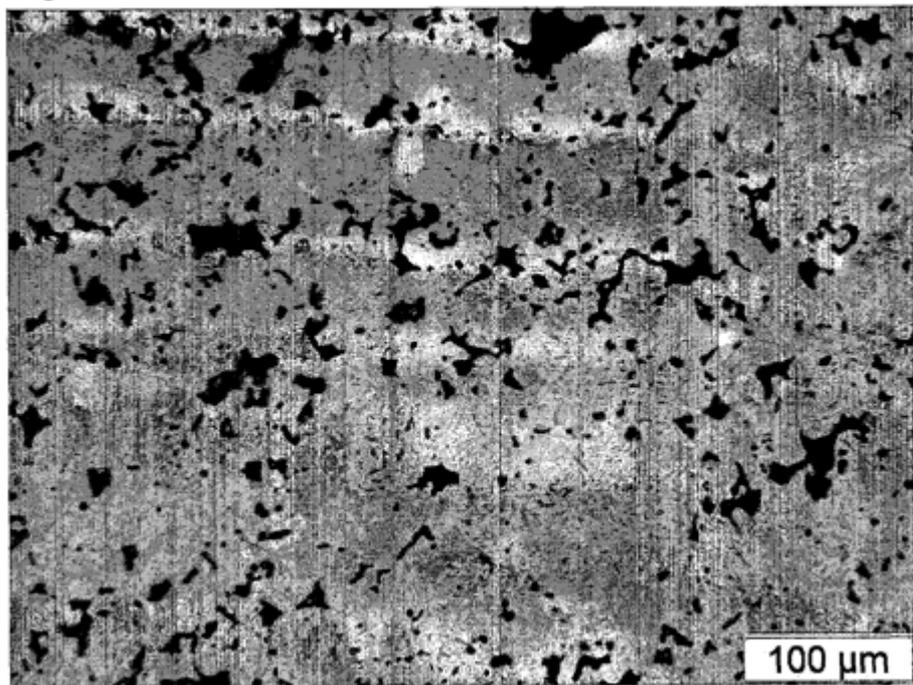


Figura 2

