

232020

19 NOV 1956

P.- 15.867.-

File 4011



232020

MEMORIA DESCRIPTIVA

para solicitar

PATENTE DE INVENCION

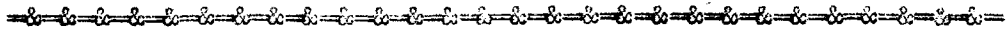
en

ESPAÑA

por VEINTE años

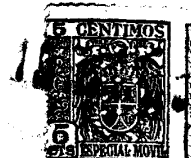
a nombre de WARGONS AKTIEBOLAG, entidad sueca, establecida en Vargon, Suecia, por:

“UN METODO DE FABRICACION PULVIMETALURGICA DE CUERPOS SINTERIZADOS”.-



5 La presente invención se refiere a la producción de cuerpos metálicos por prensado de un polvo metálico en una masa compacta y sinterización de ésta. Esta fabricación ha adquirido cada vez mayor importancia en las últimas décadas. En muchos casos, por ejemplo en la producción de metales duros, metales puros de alto punto de fusión, etc., el método pulvimetalúrgico ha resultado ser el único modo practicable para realizar una fabricación económica en gran escala. En otros casos, la pulvimetalurgia ha ganado terreno a los procesos de colada corrientes,

10



232020

pues varios tipos de acero e incluso Hierro dulce puro se producen actualmente en gran medida por prensado y sinterización de polvos y de mezclas de polvos. Un mismo material se puede preparar, pues, de acuerdo con un gran número de recetas distintas. Los polvos pueden consistir en metales o metaloides puros, respectivamente, o en aleaciones o incluso en material finamente desintegrado de composición exactamente igual a la del cuerpo acabado. En lugar de polvos metálicos se pueden usar óxidos, carbonatos, oxalatos, etc.

La invención es de importancia especial en relación con la fabricación pulvimetalúrgica del llamado acero inoxidable y las composiciones muy aleadas relacionadas con él, pero la invención no se limita en modo alguno a la producción de tales aceros y aleaciones.

Las calidades de acero denominadas inoxidables y las composiciones muy aleadas con ellas relacionadas se han fabricado hasta ahora por métodos de pulvimetalurgia en solo una medida limitada y esto a pesar del hecho de que tal método de producción sería particularmente ventajoso especialmente para dichos materiales. En realidad, los materiales son en la mayoría de los casos de difícil y cara laminación, forja y moldeado tanto en estado caliente como en estado frío. Además, usualmente son difíciles de mecanizar mediante herramientas cortantes metálicas en el torneado, el fresado, el taladrado, etc.

La razón primordial de la aplicación restrin-



232020

gida de la pulvimetalurgia en este caso está en el hecho de que los cuerpos fabricados de acuerdo con los métodos pulvimetalúrgicos conocidos hasta aquí no resultan tan resistentes a la corrosión como los cuerpos fabricados de acuerdo con los métodos metalúrgicos de fusión corrientes. Para lograr una resistencia satisfactoria a la corrosión se requiere, por una parte, homogeneidad física (un grado de porosidad tan bajo como sea posible) y, por otra parte, homogeneidad química. Hasta ahora, la situación en la mayoría de los casos es que solamente una de estas demandas queda algo satisfecha en un método dado, siempre que se apliquen presión de compacidad, temperaturas de sinterización y períodos de tiempo de sinterización moderados.

En muchos casos el prensado y la sinterización de una mezcla de polvos de los componentes metálicos que intervienen pueden dar una homogeneidad física bastante buena, por ejemplo si la mayor parte de la mezcla de polvo consiste en un polvo dulce. Sin embargo, la homogeneidad química no será satisfactoria incluso por tratamiento térmico de muy larga duración a temperaturas elevadas, lo que depende de la falta de difusión. Las velocidades de difusión para cromo, níquel, molibdeno y otros son bajas. Además, la difusión del cromo es obstruida por el denominado revestimiento o películas pasivos, de los cuales nos ocuparemos más adelante.

Por el prensado y la sinterización de un polvo en el cual cada partícula tiene la misma composición que el cuerpo deseado en su estado final, se obtiene, desde luego, homogeneidad química. Sin embargo, incluso los



232020

5 polvos que mediante tratamiento térmico se han hecho lo que se llama "blandos apagados" ("dead soft") tienen mala compresibilidad cuando las partículas se trabajan en frío en el prensado y en el cuerpo acabado presenta una po-
rosidad relativamente alta aunque se utilicen presiones
muy elevadas en el prensado. Dicho de otro modo, su homo-
geneidad física no será satisfactoria.

10 Todos y cada uno de los métodos ensayados hasta ahora tienen un inconveniente fundamental y éste es su elevado precio.

15 La presente invención se refiere a una solución del problema de producción de aleaciones con una buena homogeneidad tanto química como física mediante métodos pulvimetalúrgicos. De conformidad con la invención, un pol-
vo básico uniforme dulce, que contiene por lo menos uno
de los elementos que constituyen el producto final, se mez-
cla con un polvo de aleación uniforme que contiene todos
los restantes elementos constituyentes del producto final
y que tiene una composición química y una estructura tales
20 que puede sufrir una transformación de fase a temperaturas superiores a aproximadamente 800° C., después de lo cual la mezcla pulverulenta se comprime hasta obtener una masa compacta y esta masa compacta se calienta en una atmósfe-
ra protectora adecuada de manera que el polvo básico se
25 sinterice y pase a constituir un firme esqueleto de interconexión en el cual quedan comprendidas las partículas del polvo de aleación, y las partículas del polvo de aleación



19 NOV. 1959

232020

experimentan una transformación de fase, después de lo cual se efectúa la sinterización hasta obtener un cuerpo homogéneo y uniforme.

5 Esta invención se basa en la observación de que es posible obtener cuerpos muy densos si se sinteriza una mezcla de dos polvos, uno de los cuales tiene la posibilidad de sinterizarse y formar un esqueleto de interconexión coherente, mientras que el otro, que se introduce en los poros de este esqueleto, es capaz de experimentar
10 una transformación de fase. No se comprende aún enteramente la manera en la cual esta transformación de fase ejerce su influencia favorable, pero hemos encontrado que los siguientes fenómenos secundarios, dependientes de la transformación de fase, son importantes:

- 15 1. El hinchamiento de las partículas de la aleación en polvo, hinchamiento que acompaña a la transformación de fase.
2. El reventamiento o rotura de los revestimientos o películas pasivos sobre la superficie
20 de las partículas de la aleación en polvo, que parece deberse a dicho hinchamiento.
3. La alta susceptibilidad de reacción del polvo de aleación durante la transformación de fase y después de ella.
- 25 4. El efecto de la transformación de fase sobre los fenómenos de tensión superficial.

Estos cuatro factores serán estudiados con más detalle a continuación.



232 20

Los elementos básicos, que pueden ser uno o más de los elementos que constituyen el cuerpo formado, deben estar presentes en la mezcla de polvos a prensar y sinterizar en forma de un polvo dulce y uniforme. Los elementos de la aleación, esto es todos los otros elementos que constituyen el cuerpo formado, deben estar también presentes en dicha mezcla de polvos en forma de un polvo uniforme, que puede contener asimismo el metal básico. Por esto, debido al hecho de que la mezcla de polvos a sinterizar contiene solamente dos polvos uniformes, la difusión se produce fácilmente y se obtiene una homogeneidad química apropiada. La difusión se facilita si ambos polvos son de grano fino. A este respecto se ha visto que es conveniente emplear un tamaño de partícula de $< 0,074$ mm. (200 mallas) y preferiblemente $< 0,044$ mm. (325 mallas). Como la fluidez de los polvos de grano tan fino es generalmente mala, la mezcla de polvos de grano fino se puede exponer a lo que se llama un proceso de aglomeración de acuerdo con cualquiera de los métodos de práctica corriente, por ejemplo prensado (4 toneladas/cm²), sinterización en una atmósfera protectora tal como gas hidrógeno puro a una temperatura moderada (600-800° C.) y molienda cuidadosa, por ejemplo hasta un tamaño de partícula de $0,25$ mm. como máximo, y preferiblemente de $0,15$ mm.

Como por lo menos uno de los polvos que entran en la mezcla de polvos es dulce, será posible realizar el prensado de manera tal que las masas compactas tengan un



232020

grado de porosidad bajo. Esto hace también que la superficie de contacto entre las partículas del polvo sea grande, con lo cual se facilita la difusión durante la sinterización.

5 La propiedad más importante del polvo metálico básico es que sea blando y tan dúctil como sea posible para sinterizarse en un cuerpo firme de interconexión. La composición química debe distribuirse de manera tal que la relación de masa de polvo de metal básico a polvo de aleación sea de 1 o mayor de 1. Desde el punto de vista de la difusión
10 conviene que esta relación adquiriera un valor de aproximadamente 1, de manera que las partículas de ambos polvos con la máxima probabilidad se encuentren inmediatas unas a otras en la mezcla final, por lo que la vía para la difusión será la más corta posible. El metal básico más importante, sin comparación alguna, es el hierro puro, por ejemplo el hierro
15 electrolítico o el hierro carbonilo. Otros ejemplos son el hierro de aleación pobre, el níquel puro, el cobalto puro o las aleaciones de dichos metales, de dos de ellos o de los tres juntos.

15 La más importante propiedad del polvo de aleación es en parte que toda partícula de él contiene todos los elementos de baja difusibilidad, en distribución atómica, que constituyen el acero sinterizado final, y en parte su facultad de experimentar la transformación de fase a temperaturas elevadas. Preferiblemente, el polvo de base debe consistir en un único metal y así el polvo de aleación debe
20 contener la cantidad total de todos los demás elementos. En



232020

principio, la demanda primeramente mencionada no es nueva en la pulvimetalurgia. Así, se conoce el uso de las llamadas aleaciones maestras, especialmente cuando se trata de alear una masa compacta con materias volátiles, tales como azufre, o materias que pueden formar fácilmente compuestos gaseosos, tales como el carbono. Asimismo el ferro-cromo, el ferro-molibdeno y otras aleaciones que se utilizan como adiciones en las mezclas de polvos en la producción de acero aleado con Cr y Mo, respectivamente, constituyen ejemplos de tales aleaciones maestras. De acuerdo con la invención la idea de hacer aleaciones maestras se ha llevado hasta un punto tan avanzado como sería teóricamente posible, pues en la mayoría de los casos todos los elementos se han incorporado en la aleación maestra. Sin embargo, esto no es suficiente. Se exige también, para hacer activo el polvo de aleación, que la aleación maestra sea capaz de experimentar una transformación de fase a temperatura elevada. Se ha demostrado que esta demanda puede ser satisfecha con una eficacia extraordinaria si la composición y/o el tratamiento térmico de la aleación se ajustan de tal manera que la aleación contenga una fase llamada sigma y/u otras fases intermetálicas relacionadas con ella. Dicha fase sigma, que hasta ahora solamente ha adquirido fama de componente estructural indeseable y perjudicial de las clases de acero denominadas inoxidable y clases afines, es un compuesto intermetálico que puede ser formado, entre sí, por dos o más de los metales Fe, Cr, Ni, Co, V, Mn, Mo,



232020

W y otros. Muchos de estos compuestos intermetálicos no han sido descubiertos hasta hace muy poco tiempo. Las tablas 1 a 3 sirven para presentar a manera de ejemplo algunos de los compuestos de esta clase. Entre otras cosas se caracterizan por una estructura cristalina en la que los átomos están dispuestos en enrejados muy apretados. Por esta circunstancia, las aleaciones presentan también una dureza y una fragilidad muy grandes, respectivamente, lo cual es extremadamente ventajoso pues de esta manera puede ser trituradas y molidas hasta obtener polvos muy finos y esta operación se puede realizar a bajo coste. Como los límites de análisis, entre los que existen la fase sigma pura y otras fases, están relativamente próximos, no será generalmente posible usar un polvo aleación, de cuyas partículas consistan simplemente en la fase quebradiza, para obtener una determinada y pretendida composición final del acero sinterizado acabado. Sin embargo, esto no es necesario. El hecho es que la estructura de la aleación y la estructura del polvo producido de dicha aleación se puede ajustar por variación de la velocidad de enfriamiento de la carga a partir de la cual se saca el polvo de aleación. Las fases quebradizas se producen usualmente por una denominada precipitación eutectoide y esto se puede ajustar de tal manera que se obtenga una estructura de compuesto que sea de grano fino y se triture fácilmente.

A continuación daremos, primeramente, los



232020

límites de análisis recientemente publicados de las zonas de existencia de la fase sigma y de fase my, respectivamente, de varias aleaciones binarias (Tabla 1) y ternarias (Tabla 2). En segundo lugar (Tabla 3), se indican
5 diversas aleaciones que, según ensayos prácticos, han demostrado ser útiles de conformidad con la invención.

La composición química del polvo de aleación se determina primeramente desde los ángulos arriba citados. No obstante, conviene con frecuencia que el acero sinterizado final contenga otros elementos de aleación especiales que no afecten en absoluto a la estructura de las
10 partículas del polvo de aleación, o lo hagan solo ligeramente, o, en el caso de producir un efecto perjudicial, éste pueda ser compensado por otros elementos, cuya presencia en el acero final sea permisible. Hemos visto que
15 el polvo de aleación, aparte de hierro y cromo, puede contener una o más de las materias siguientes: Ni, Mo, W, Cu, Co, Mn, Ti, V, Nb, Ta, Si, Zr, Al, P, N y C.

20



232020

TABLA 1

<u>Sistema</u>	<u>Temperatura de descomposición</u>	<u>Zona de estabilidad</u>
V - Ni	>1200° C.	51-63% de V
V - Co	>1200	41-51% de V
V - Fe	>1075	37-51% de V
V - Mn	>1000	13-23% de V
Cr-Fe	aprox. 800	41-47% de Cr
Cr-Co	>1200	55-59% de Cr
Cr-Mn	>1000	16-23% de Cr
Mo-Fe	>1180	aprox. 63% de Mo
Mo-Co	probablemente <1200	aprox. 75% de Mo
Mo-Mn } W-Co } W-Fe }	estables solamente a temperaturas elevadas	no establecida " " " "

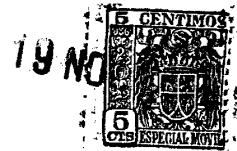
Las aleaciones de esta tabla son del tipo sigma. Aleaciones que contienen fases de un tipo estrechamente afín y aleaciones que contienen mezclas de tales fases y de fase sigma se forman en la aleación adicional de Nb y Ta, respectivamente.



232020

TABLA 2.

<u>Sistema</u>	<u>Zona de es- tabilidad.</u>	<u>Tipo de fase quebradiza.</u>
Cr-Co-Ni	Cr: 55-59% Co: 18-45% Ni: 0-22%	sigma
Cr-Co-Fe	Cr: 49-59% Co: 32-45% Fe: 0-17%	sigma
Cr-Co-Mo	Cr: 25-59% Co: 40-46% Mo: 0-30%	sigma
Cr-Ni-Mo	Cr: 22-48% Ni: 22-31% Mo: 24-48%	sigma
Fe-Co-Mo	Fe: 0-47% Co: 0-45% Mo: 52-61%	my
Fe-Ni-Mo	Fe: 23-47% Ni: 0-20% Mo: 52-61%	my
Ni-Co-Mo	Ni: 0-24% Co: 17-46% Mo: 53-62%	my



232020

TABLA 3.

%Cr	%Ni	%Mo	%Cu	%Al	%Si	%Ti	Nb
51	-	-	-	-	1,5	-	-
45	7	-	-	-	-	-	-
47	12	-	-	-	-	-	-
47	19	4	-	-	-	-	-
43	19	5	4	-	-	-	-
43	21	-	-	-	-	2	4
44	18	6	8	-	-	-	-

Todas estas aleaciones contienen fases sigma.
En todos los casos el resto consiste en hierro con las impurezas incluidas usualmente.

5 El polvo de aleación se puede seleccionar con una composición tal que sus partículas se puedan someter a transformación de fase simplemente elevando la temperatura por encima de un cierto límite o valor de umbral que se halla a diferentes niveles para las varias aleaciones. Otras aleaciones que son apropiadas para efectuar el método conforme a la invención son estables a temperaturas muy altas y la transformación de fase es producida en este caso por la difusión del metal de base en las partículas de la aleación, por lo que la composición química crítica es alcanzada sucesivamente y se produce la transformación de fase. Sin embargo, es probablemente una regla que la transformación de fase se desarrolla bajo la influencia simultánea de estos dos factores. Un importante resultado de la transformación de fase es que las partículas del polvo de

10

15



232020

5 aleación se hinchan durante la transformación. Como este
hinchamiento se produce con una gran fuerza la masa compac-
ta es, por decirle así, asmetida a una gran presión desde
dentro. El efecto de esto es, en ciertos aspectos, el mis-
mo que si la masa compacta se comprimiase desde el exte-
rior durante la sinterización. Prescindiendo de las difi-
cultades prácticas y de los elevados costes implicados en
la aplicación de una presión externa a una masa compacta
calentada a alta temperatura en una atmósfera protectora,
10 dicha "presión interna" tiene la ventaja de que se produce
primordialmente en las superficies de contacto entre las
partículas de aleación y el esqueleto del metal de base,
lo que contribuirá todavía más eficazmente a una reducción
del volumen de poro y a un agrandamiento de las superficies
15 de contacto y con ello facilitará la difusión mutua.

Para impedir que el hinchamiento del polvo de
aleación ocasione un aumento del volumen total del cuerpo
formado y si solamente una contracción del volumen de poro,
la sinterización del cuerpo formado debe dirigirse adecua-
20 damente de manera tal que el polvo de base pueda primero
sinterizarse junto (sinterizado previo o pre-sinterizado)
en un esqueleto de firmeza tal que pueda resistir la pre-
sión que ejercen las partículas hinchantes del polvo de
aleación antes de que se deje comenzar el hinchamiento
25 de dichas partículas en mayor extensión cualquiera. Apenas
si pueden darse reglas generales del ajuste de este proce-
so pues intervienen muchos factores diferentes tales como,
por ejemplo, la temperatura de la transformación de fase



232020

del polvo de aleación, la susceptibilidad a la sinterización del polvo de base, etc. Muchos de los polvos blandos que se pueden considerar como polvos de base comienzan a sinterizarse juntos a temperatura moderada, especialmente si constan de un solo metal y por ello se puede obtener un esqueleto firme de interconexión del polvo de base manteniendo la temperatura en un valor tan bajo que la transformación de fase del polvo de aleación no haya comenzado en absoluto o lo haya hecho solo en medida muy limitada. Como muchos polvos de aleación importantes en la práctica son estables hasta 1100° C. y más, la sinterización del polvo de base (Presinterizado) puede en este caso realizarse a temperaturas tan altas como de 1100° C.

En general, la sinterización del polvo de base se logra por una contracción del volumen de toda la masa compacta. En esta contracción la porosidad del cuerpo sinterizado disminuye. Es conveniente que esta contracción primaria del volumen de poro pueda continuar durante un período de tiempo tan largo que se obtenga un cuerpo tan denso como sea posible antes de que comience la transformación de fase del polvo de aleación. Por ejemplo, en la sinterización de una masa compacta de hierro puro a una temperatura bastante alta y durante un período de tiempo suficientemente prolongado se verifica una contracción sucesiva del volumen de poro. Sin embargo, no es posible en la práctica obtener un cuerpo de hierro denso simplemente por tal tratamiento, pues esto exigiría un período de tratamiento ex-

19 NOV



232020

traordinariamente largo. En la realización del método conforme a la invención, sin embargo, se obtiene una contracción de la porosidad considerablemente mayor que lo que corresponde al hinchamiento de las partículas del polvo de aleación y la contracción inherente del esqueleto del polvo de base. Por esto parece fuera de toda duda que la contracción del volumen de poro, dependiente de la sinterización del polvo de base, es favorablemente influida por las partículas del polvo de aleación. Esto está confirmado por experimentos realizados, que más adelante se indican. No está claro cómo se produce esta influencia favorable, pero hay razones para creer que desempeñan algún papel los fenómenos de tensión superficial. El hecho es que el cuerpo a sinterizar a la temperatura de sinterización está en un estado casi pastoso. Los poros son de forma complicada; por ejemplo, pueden formar ramificaciones y largos conductos capilares. Si entonces las paredes del poro se ponen en contacto con una partícula del polvo de aleación, que se encuentra en transformación de fase, es probable que dicha partícula del polvo de aleación trastorne por decirlo así el estado de equilibrio de la pared del poro de forma que la contracción del poro se facilita y acelera, por ejemplo de manera tal que un poro largo se divide en varios poros menores. Esta influencia perturbadora podría ser consecuencia del movimiento que resulta del hinchamiento de las partículas de aleación. Por ejemplo, es concebible que el movimiento de la partícula de aleación hinchante altere el



232020

tamaño de las cavidades capilares para facilitar la introducción forzada del metal básico "pastoso" en los poros. La influencia perturbadora antes mencionada puede depender también de una creciente sensibilidad de reacción existente en la superficie de las partículas del polvo de aleación. Es un hecho conocido que un elemento, sometido a transformación de fase, posee una sensibilidad de reacción excepcionalmente elevada (el llamado efecto Hedvall).

10 Por encima de todo, sin embargo, esta mayor sensibilidad de reacción de las partículas del polvo de aleación tiene el efecto favorable de que se facilita la difusión de los elementos de base en las partículas del polvo de aleación y viceversa.

15 El hinchamiento de las partículas del polvo de aleación tiene también el efecto favorable de que la película pasiva, que pudiese haberse formado en la superficie de dichas partículas, se rompe. Esta película pasiva, que se considera que consiste en una delgadísima
20 ma capa de interconexión de óxido de cromo difícil de reducir, se forma fácilmente sobre la superficie de una aleación con un contenido de cromo superior a aproximadamente 12%. Si esta película pasiva se rompe cuando una partícula de aleación se introduce en el metal de base y no hay
25 presente oxígeno libre, no se vuelve a formar ninguna nueva película, lo cual hace que la difusión de los elementos de base en las partículas de aleación y viceversa,



232020

se verifique más fácilmente.

5 A veces también la composición y la estructura, o ambas, del metal básico se pueden elegir de manera que el esqueleto sinterizado del metal básico tenga la facultad de hincharse cuando los elementos a alear se difundan en dicho esqueleto. El hierro puro constituye un ejemplo de tal metal básico. Fundamentalmente, el fenómeno se pone de manifiesto por la sección o corte a través del diagrama ternario del sistema Fe-Cr-Ni a unos 1300° C., representado en el dibujo anejo. La composición del polvo de aleación es 45 % de Cr, 20 % de Ni y 35% de Fe (y 5% de Mo), que se representa por el punto 5 en el diagrama. El polvo básico es Fe puro. La difusión entre una partícula de metal de base y una partícula del metal de aleación se representa por la línea de trazos en el diagrama. Durante el pre-sinterizado (1100° C.) el polvo de hierro se sinteriza junto en un esqueleto firme de interconexión, en cuyas cavidades se introducen las partículas de aleación. En el calentamiento de las partículas de aleación a la temperatura de sinterización (1300 ° C.) dichas partículas se transforman del estado de sigma + gamma en el estado de alfa+gamma con aumento de volumen. Al mismo tiempo comienza la difusión. El hierro consiste en fase gamma pero ya después que 5 % de Cr se ha difundido en él principia la transformación en fase alfa, completándose esta transformación a un 10 % de Cr aproximadamente. Esta transformación va acompañada de un aumento de volumen que se verifica en zonas y

10

15

20

25



232020

así incluso comprime más los poros restantes entre las partículas de aleación y el esqueleto de hierro.

Por supuesto, la difusión se produce a una velocidad mayor en los comienzos, pero es obstruída por momentos a medida que el contenido de elementos que se difunden en partículas aumenta. Una difusión completa lleva, pues, un período de tiempo muy largo. Esta aparente desventaja puede neutralizarse, de acuerdo con la invención, de un modo sencillo empleando un exceso pequeño de uno o más elementos de aleación, cuyo contenido no debe ser, en ninguna parte del cuerpo a sinterizar, inferior a un cierto valor límite, que es decisivo para la resistencia a la corrosión. Como ejemplo se puede decir que cuando se desea producir un cuerpo prensado y sinterizado de composición 18/8, la proporción entre polvo de aleación y polvo de metal de base (polvo de hierro) se escoge de manera que corresponda aproximadamente a la composición 20 % de Cr y 8 % de Ni. Incluso a difusión incompleta las partes de la estructura que no se han difundido enteramente reciben en este caso un contenido de cromo tan elevado que poseen una eficaz resistencia contra la corrosión.

La influencia de la estructura del polvo de aleación sobre el resultado de la sinterización y la difusión queda de manifiesto por la serie experimental que presentamos a continuación (véase también el diagrama de fase ternario). En todos los ensayos se han usado polvos con un tamaño de partícula de $\leq 0,044$ mm. (≤ 323 mallas).



232 20

Se han prensado briquetas (presión de aglomeración 7,5 toneladas/cm²) de las varias mezclas de polvos (1 parte de polvo de base + 1 parte de polvo de aleación). La sinterización se ha hecho en gas hidrógeno puro durante dos horas a 1310° C.

5

10

15

20

25

1. Polvo de base solo (polvo de hierro electrolítico)
Peso específico después de la sinterización, 6,96
Porosidad, 11,8 %

2. Polvo de base conforme al Ejemplo 1 + polvo de aleación de composición 30 % de Cr, 30 % de Ni y el resto Fe (punto 2 en el diagrama).
La estructura del polvo de aleación es gamma.
Peso específico, 6,95.
Porosidad, 13,1 %

Resistencia a la corrosión en HNO₃ al 10% hirviendo (48 hrs.) en comparación con aleación de colada de igual composición:
Pérdida de peso en g/m²h:
Metal sinterizado, 0,5; colado, 0,00

3. Polvo de base conforme al Ejemplo 1 + polvo de aleación de composición 45 % de Cr, 30 % de Ni y el resto Fe (punto 3 en el diagrama).
La estructura del polvo de aleación es alfa gamma.
Peso específico, 6,10
Porosidad, 22,6 %

Resistencia a la corrosión en HNO₃ al 65 % hirviendo (48 hrs.) en comparación con aleación de



232020

colada de igual composición:

Pérdida de peso en $\text{g}/\text{m}^2 \text{ h}$:

Metal sinterizado 66: colado, 0,1

5

4. Polvo de base conforme al Ejemplo 1 + polvo de aleación (de acuerdo con la invención) de composición 50 % de Cr, 3% de Ni y el resto Fe (punto 4 en el diagrama). La estructura del polvo de aleación es sigma.

10

8. Peso específico, 7,38

Porosidad, 3,7 %

Resistencia a la corrosión en HNO_3 al 65 % hirviendo (48 hrs.) en comparación con aleación de colada de igual composición:

Pérdida de peso en $\text{g}/\text{m}^2 \text{ h}$:

15

Metal sinterizado, 0,9; colado, 0,6.

5. Polvo de base conforme al Ejemplo 1 + polvo de aleación (de acuerdo con la invención) de composición 45 % de Cr, 20 % de Ni, 5 % de Mo y el resto Fe (punto 5 en el diagrama).

20

La estructura del polvo de aleación es sigma+gamma.

Peso específico, 7,51.

Porosidad, 4,5 %

Resistencia a la corrosión en HNO_3 al 65 % hirviendo (48 hrs.) en comparación con aleación de colada de igual composición:

25

Pérdida de peso en $\text{g}/\text{m}^2 \text{ h}$:

Metal sinterizado, 1,1; colado, 1,1.



232020

Esta serie experimental muestra claramente que sólo los polvos que contienen aleación sigma proporcionan cuerpos sinterizados de la densidad y la resistencia a la corrosión deseadas. La mayoría de los polvos sinterizados inoxidables que existen en la actualidad en el mercado se producen mediante atomización y consisten así en partículas que tienen todas la misma composición que el cuerpo sinterizado inoxidable final. A continuación se presentan unos pocos datos comparativos, en parte de briquetas sinterizadas producidas de tal polvo (A), parte de briquetas correspondientes producidas de una mezcla de polvo de conformidad con el ensayo núm. 5 anterior (B) (de acuerdo con la invención) y, en parte, finalmente, de acero inoxidable laminado (C) producido de un modo metalúrgico por fusión corriente.

La Tabla 4 presenta los datos de fabricación, corrosión y resistencia.

TABLA 4.

	<u>B</u>	<u>A</u>	<u>C</u>
20 Presión de compacidad, tons/cm ²	5	12	-
Temperatura de sinterización °C	1310	1350	-
Tiempo de sinterización hrs.	3	6	-
Peso específico del cuerpo sinterizado	7.55	6.98	7.85
25 Composición: % de C	0.02	0.06	0.06
% de Cr	21.2	18.5	18.7
% de Ni	8.5	10.5	12.5
% de Mo	2.1	2.2	2.4

232020



	Pérdida de peso en $g/m^2h.$ después de ebullición en HNO_3 al 65% durante 48 hrs. (según ASTM)	0.3	68	0.3
	Resistencia a la rotura kgs/mm^2	58	53	55
5	Elongación % (medida a 25 mm.)	25	30	40
	Dureza Vickers	200	190	180

10 Según se ve el acero sinterizado producido de acuerdo con la invención es de igual calidad, desde el punto de vista de la corrosión, que el acero inoxidable laminado producido por métodos corrientes. Sin embargo, esto no es válido para el material producido de polvo atomizado, cuya resistencia a la corrosión es muy mala. Ambos tipos de acero sinterizado poseen propiedades de resistencia que son inferiores a las del material laminado, pero
15 que son aproximadamente iguales a los datos válidos para la colada inoxidable.

20 La presente solicitud, que corresponde a la presentada en Suecia, con fecha 21 de Noviembre de 1955, bajo el núm. 10490/55 se acoge a los beneficios del artículo 51 del vigente Estatute sobre Propiedad Industrial.

NOTA

Los puntos de invención, propia y nueva, que

232020



se presentan para que sean objeto de esta solicitud de Patente de Invención en España, por VEINTE años, son los siguientes:

5 1º. - Un método de fabricación pulvimetalúrgica de cuerpos sinterizados que consiste en mezclar un polvo de base uniforme y dulce que contiene por lo menos uno de los elementos constitutivos del producto final con un polvo de aleación uniforme que contiene la cantidad restante de elementos constitutivos del producto final y que
10 tiene una composición química y una estructura tales que puede someterse a transformación de fase, después de lo cual la mezcla de polvos se comprime para transformarla en un cuerpo moldeado y este cuerpo moldeado se calienta de manera que el polvo de base se sinterice en un esqueleto coherente, firme, de interconexión en el que se incluyen las partículas del polvo de aleación, dicha partícula del polvo de aleación se somete a transformación de fase después de lo cual se realiza la sinterización hasta obtener un cuerpo homogéneo.

20 2º. - Un método de acuerdo con la reivindicación 1, en el que el polvo de aleación se escoge con una estructura y una composición química tales que se realiza una transformación de fase debido a una descomposición térmica.

25 3º. - Un método de acuerdo con la reivindicación 1, en el que el polvo de aleación se escoge con una estructura y una composición química tales que se desarro-

232020



se consiste en una fase que contiene hierro que a la temperatura de sinterización tiene estructura gamma.

9^o. - Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que el polvo de base y el polvo de aleación se escogen con una composición tal que el cuerpo sinterizado final recibe una composición correspondiente a una clase de acero inoxidable al cromo o al cromo níquel, respectivamente.

10 10^o. - Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que el polvo de base consiste en un polvo de níquel y el polvo de aleación se elige con una composición tal que el cuerpo sinterizado final recibe una composición correspondiente a una aleación de una composición aproximada de 13 % de cromo, 80 % de níquel y el resto hierro.

15 11^o. - Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que el polvo de base y el polvo de aleación tienen un tamaño de partículas de $< 0,074$ mm., preferiblemente $< 0,044$ mm.

20 12^o. - Un método de acuerdo con la reivindicación 11, en el que la mezcla del polvo de base y el polvo de aleación se aglomera en partículas mayores, por ejemplo de un tamaño de partícula máximo de 0,25 mm., preferiblemente de 0,15 mm. como máximo antes del prensado en cuerpos formados o moldeados.

25 13^o. - Un método de fabricación pulvimetalúrgica de cuerpos sinterizados.



232020

Tal y como se ha descrito en la Memoria que antecede, representado en el dibujo que se acompaña y para los fines que se han especificado.

Esta Memoria consta de veintiséis hojas y la presente, escritas^a máquina por una sola de sus caras.

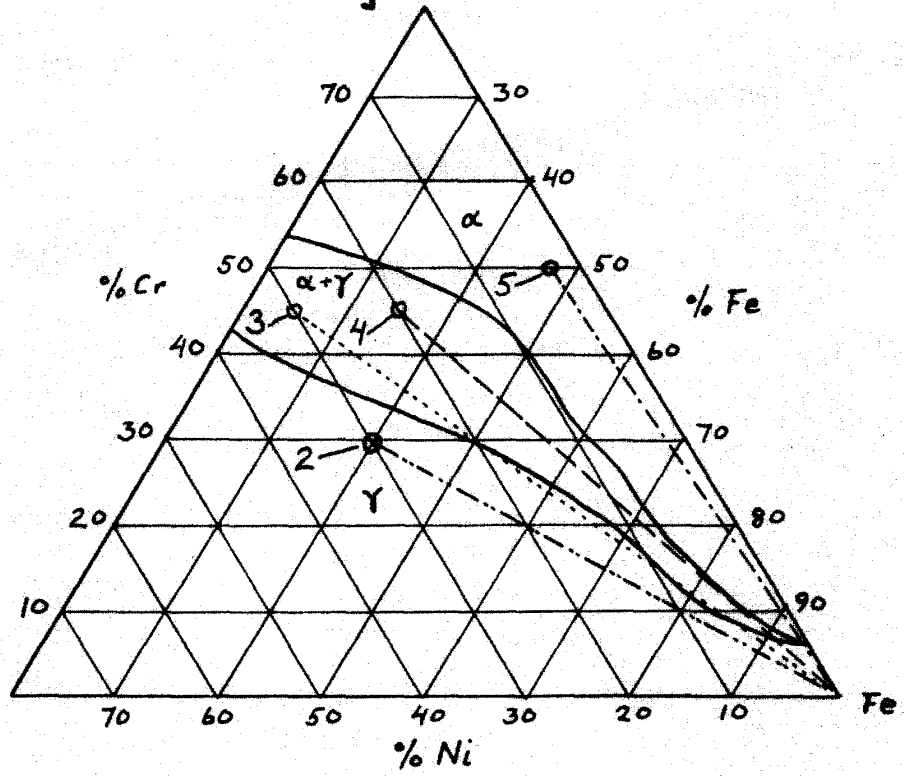
Madrid, 19 NOV. 1958

P. A.
Alberio de Elzabure
Por el

232020



Fig. 1



Alfonso de Cizaburu
Horn Paper
Al