

SECCION TECNICA  
CLASIFICACION I. P. C  
CLASE C 21  
SUBCLASE C



PATENTE DE INVENCION

=====  
Case No 150

**387777**

*Memoria Descriptiva*

*sobre:*

Procedimiento para formar una masa densa de superaleación a base de níquel.

.==.==.==.==.==.

*Solicitante:* FEDERAL-MOGUL CORPORATION, entidad norteamericana, residente en 26555 Northwestern Highway, Southfield, Michigan 48075, EE.UU. de A.

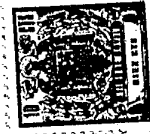
.==.==.==.==.==.

Extracto del descubrimiento

5. Un procedimiento para fabricar superaleaciones a base de níquel que poseen propiedades superiores a temperaturas elevadas, cuyo procedimiento emplea técnica pulvimetalúrgicas y comprende las operaciones de densificar la

387777

- 2 -



5. pulvialeación en una plaza en toco que se aproxima al 100 % de la densidad teórica, trabajar en frío la pieza en toco a una temperatura controlada, recrystalizar la pieza en toco trabajada en frío en un periodo de tiempo suficiente para nuclear nuevos granos y tratar térmicamente después la pieza recrystalizada a temperatura controlada durante un periodo de tiempo suficiente para alcanzar la magnitud deseada de desarrollo de grano.

Principios fundamental del invento

10. Las superaleaciones modernas de los tipos generales a los que se puede aplicar el presente invento contienen grandes cantidades de carburos de segunda base gamma prima y carburos complejos en un matriz gamma, que contribuyen notablemente a que alcancen sus propiedades a temperaturas elevadas.
15. No obstante, la presencia de estos componentes ha hecho excesivamente difícil la formación de dichas aleaciones una vez moldeada. Como resultado de la tendencia que tienen dichas aleaciones a experimentar segregación han surgido problemas adicionales, puesto que dicha segregación reduce notablemente sus características de resistencia a temperaturas elevadas.
20. La eliminación de dicha segregación es virtualmente imposible debido al grado de la misma.

25. Los problemas anteriores se han resuelto empleando técnicas pulvimetalúrgicas para la fabricación de cuerpos o piezas con dichas superaleaciones. Según ésta técnica, la superaleación se prepara por microfundición o reducción a un estado en polvo y después se consolida en un medio ambiente virtualmente exento de oxígeno formando una pieza del tamaño y configuración deseados, que queda virtualmente exenta de segregación.
30. Un problema continuo que se experimenta con los



- 3 - 387777

componentes de superaleaciones fabricados por dichas técnicas pulvimetalúrgicas han consistido en la grave limitación en conseguir un desarrollo apreciable del grano en el componente densificado resultante. Se crea que dicha restricción de desarrollo del grano es atribuible en parte a óxidos y otras impurezas relativamente insolubles que se encuentran presentes sobre las superficies de las partículas de polvo. Las diversas precauciones adoptadas para reducir la presencia de dichas impurezas insolubles no han tenido éxito puesto que ha surgido dicho problema en el desarrollo del grano aún con pulvificaciones que contienen tan solo 30 partes por millón (ppm) de oxígeno.

Según el procedimiento del invento, se ha resuelto el problema de conseguir desarrollo del grano en pulvicomponentes densificados consiguiéndose una estructura metalúrgica que tiene una homogeneidad y propiedades físicas superiores a temperaturas elevadas mayores que las formas moldeadas y forjadas con aleaciones de la misma composición.

#### Resumen del invento

Los beneficios del presente invento se consiguen con un procedimiento perfeccionado para fabricar superaleaciones a base de níquel, de gran tamaño de grano, que se caracterizan porque la aleación se prepara microfundiendo la aleación en partículas de polvo o subdividiéndola de otro modo y reduciéndola a estado de polvo de tamaño controlado y porque después se confina y densifica formando un cuerpo o pieza que se aproxima prácticamente al 100% de la densidad teórica. El cuerpo denso se somete a trabajo en frío a una temperatura inferior a la temperatura de recristalización de la aleación y ulteriormente se recristaliza a una temperatura comprendida



- entre la temperatura de rectificación y las curva de solubilidad del solidus de la fase gamma prima durante un periodo de tiempo suficiente para nuclear nuevos granos. El cuerpo recristalizado se trata después térmicamente a una temperatura superior a la curva de solubilidad de solidus de la fase gamma prima e inferior a la temperatura incipiente de fusión de la aleación durante un periodo de tiempo suficiente para efectuar el desarrollo del grano y conseguir el tamaño de grano final deseado.
- 5.
10. Las superaleaciones a base de níquel fabricadas según el procedimiento del invento se caracterizan porque son de un tamaño de grano excepcionalmente grande y poseen una resistencia a la tracción superior y una superior longevidad a la rotura por esfuerzos a temperaturas elevadas, o sea, temperaturas superiores a unos 760°C., si se comparan con aleaciones de tipo similar conocidas hasta el momento presente.
15. Otras ventajas y beneficios del presente invento resultarán evidentes en el transcurso de la descripción de las modalidades de preferencia, tomando como referencia los dibujos adjuntos.
20. Breve descripción del dibujo
- La figura 1 es un diagrama de flujos que ilustra la secuencia de operaciones según la práctica preferible del procedimiento del invento.
25. Descripción de las formas preferentes de realización del invento.
30. Refiriéndonos ahora con detalla al dibujo, y según se ilustra esquemáticamente en la figura 1, el procedimiento del invento consiste en cinco etapas básicas que se realizan en la misma secuencia ilustrada en el diagrama de flujos. Se-

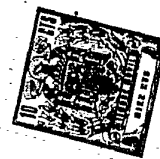
387777



- gún se ilustra, una superaleación a base de níquel con la composición deseada se pulveriza o prepara por microfundición (1) para formar un polvo de la configuración deseada y tamaño de partícula conveniente, que ulteriormente se confina y densifica (2), formando un cuerpo o pieza en tosco con una densidad que se aproxima al 100% de la densidad teórica. La pieza resultante se trabaja después en frío (3), o sea, se somete a deformación a una temperatura inferior a la temperatura de recristalización de la aleación, seguido de una etapa de recristalización (4) en la que tiene lugar la nucleación de nuevos granos. Ulteriormente la pieza recristalizada se somete a un tratamiento térmico (5) a temperatura controlada, durante el cuál se efectúa un desarrollo en el tamaño del grano y, mediante el debido control, se puede aumentar hasta alcanzar casi una estructura de un solo cristal.

- La aleación a base de níquel en forma de polvo metálico donde cada una de las partículas de polvo tiene prácticamente la misma composición nominal, se puede alcanzar empleando una variedad de técnicas, de las cuales la microfundición, como la que se consigue por pulverización de un fundido de la aleación, constituye la técnica más conveniente y preferible. La microfundición de la aleación fundida se puede conseguir, por ejemplo, por un proceso de pulverización empleando una tobera de pulverización y una técnica como se describen en la patente estadounidense número 3.253.783 cedida al mismo cesionario del presente invento y que se incorpora en la presente a título de referencia.

- Debido a los efectos perjudiciales del oxígeno y los óxidos de los metales que comprende la aleación, la pulverización de la superaleación y la recogida de las partículas de polvo se realiza en condiciones en que no se permite que el



387777

- oxígeno y las sustancias que contiene el oxígeno, incluyendo el agua, se ponga en contacto con las partículas de polvo en ningún momento apreciable, con el fin de reducir al mínimo la oxidación y/o la oclusión de oxígeno. El grado de las precauciones exigidas para evitar la oxidación de la superaleación durante el proceso de pulverización depende en gran manera de los componentes específicos aleadores presentes en la aleación.
5. Por ejemplo, la presencia de aluminio y titanio exige precauciones particulares debido a su susceptibilidad al ataque por oxidación a temperaturas elevadas empleadas en las técnicas normales de microfundición. En dichas condiciones, se suele llevar a cabo la microfundición en presencia de atmósfera inertes, por ejemplo de argón o helio que se encuentran virtualmente libres de humedad. El argón disponible en mercado, que
10. contiene cantidades mínimas de impurezas normales, ha resultado particularmente satisfactorio para formar una atmósfera no oxidante, inerte y prácticamente seca, para la microfundición de dicha superaleación. Según la práctica tradicional, se practica el vacío en el interior del equipo que se va a emplear
15. y ulteriormente se inunda con la atmósfera no oxidante prácticamente seca antes de iniciar la pulverización del fundido. Cualquiera que sea la técnica específica deseada para formar el polvo, es preferible controlar el contenido de oxígeno de dicho polvo, según se densifica finalmente a un nivel inferior a unos 100 ppm.
- 20.
- 25.

- Según los procedimientos tradicionales de pulverización o microfundición, la superaleación se transforma en polvo metálico donde las partículas tienen preferiblemente una configuración generalmente esférica y donde cada partícula de polvo tiene virtualmente la misma química o una química de alea-
- 30.



387777

- ción similar. El polvo metálico se recupera ulteriormente y se somete a una operación de tamizado para segregar las partículas de polvo que son apropiadas para la formación del cuerpo densificado o lingote de superaleación. Normalmente se pueden emplear satisfactoriamente partículas de un tamaño inferior a una medida de tamiza de 60 mallas de las normas estadounidenses (250 micras) hasta un tamaño de partícula de tan solo una micra aproximadamente. Se obtienen resultados particularmente satisfactorios cuando las partículas de polvo alcanzan de unas 100 mallas (150 micras) a unas 10 micras, y cuando las partículas se encuentran además distribuidas al azar dentro de la escala citada. Con esto se una densidad óptima de apelmazamiento del polvo de libre fluencia, que facilita su ulterior densificación.
5. El polvo de superaleación resultante, con la composición y tamaño de partícula deseado, se confina después y se densifica a temperaturas elevadas para formar un cuerpo o lingote que se aproxima a un 100 % de la densidad teórica. La densificación del polvo metálico se puede conseguir empleando cualquiera de las diversas técnicas bien conocidas en la profesión, incluyendo extrusión, recalcado en caliente, prensado en vacío, compactación isostática en caliente, compactación explosiva, etc. El proceso de densificación se realiza preferiblemente a temperaturas elevada para facilitar el aglutinamiento de las partículas de polvo y facilitar su compactación y deformación en un lingote que se aproxime prácticamente al 100% de la densidad teórica. Con la mayoría de las superaleaciones a base de níquel, se pueden emplear satisfactoriamente temperaturas de precalentamiento comprendidas entre unos 1.037<sup>o</sup>C, y unos 1.371<sup>o</sup>C. La temperatura específica empleada dentro de la escala mencionada está gobernada por la temperatu
- 10.
- 15.
- 20.
- 25.
- 30.



387777

- ra próxima al solidus o curva de solubilidad o inmediatamente inferior al punto de fusión incipiente de las partículas de polvo. La técnica citada de compactación explosiva que se caracteriza porque el polvo se somete a densificación violenta, se suele realizar sin precalentamiento apreciable. En las técnicas de compactación por extrusión y por recalado en caliente, se suele confinar el polvo en un recipiente apropiado donde se ha practicado el vacío y que posteriormente se cierra herméticamente. La aglomeración óptima del interior de dicho recipiente por el polvo suelto se puede conseguir sometiendo los recipientes a frecuencias sónicas o supersónicas con las que se pueden alcanzar densidades de aglomeración que alcanzan del orden del 60 % al 70% aproximadamente de una densidad teórica del 100%. Se comprenderá también que las partículas sueltas de polvo se pueden confinar en la cavidad de un molde, someterse a vacío y compactarse para formar una pieza preliminar que alcance de un 85% a un 90% de la densidad teórica. Dicha pieza preliminar se puede conseguir también compactando el polvo en vacío y sinterizándolo a una temperatura elevada, formando un cuerpo o lingote autónomo que posteriormente se puede someter a compactación adicional para alcanzar prácticamente una densidad del 100%.
- En las técnicas de compactación citadas, se ha hallado conveniente y satisfactoria la extrusión en caliente del polvo mientras está contenido en un recipiente deformable alargado para producir la superaleación perfeccionada en forma de barra alargada. Dichos recipientes pueden comprender cualquier metal que tenga ductilidad suficiente para permitir su deformación por extrusión a temperaturas elevadas sin que se rompan las paredes laterales, manteniendo de éste modo la integridad de estanquidad de las partículas de polvo conteni-
- 6.
  - 10.
  - 15.
  - 20.
  - 25.
  - 30.

387777



5. das en su interior. Como ejemplos de dichos metales ductiles que son compactibles con el polvo de superaleación y que se pueden emplear satisfactoriamente en la práctica del presente invento, se pueden citar los diversos aceros inoxidable normales como son los del tipo AISI 304 a un acero suave AISI 1010.

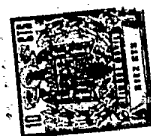
10. Al final de la operación de compactación o densificación, se deja enfriar el lingote densificado resultante y después se trabaja en frío sometiéndolo a deformación mecánica, por ejemplo haciéndolo pasar entre un par de rodillos o sometiéndolo a una operación adicional de extrusión. La deformación en frío del lingote densificado se puede conseguir en una o más pasadas sucesivas para inducir el grado conveniente de deformación plástica, que está gobernado por el grado necesario para obtener una recristalización virtualmente completa de la aleación a la temperatura específica empleada durante la etapa siguiente de recristalización. Con la mayoría de las superaleaciones a base de níquel, se ha demostrado que la magnitud de deformación plástica expresada en términos de porcentajes de reducción del área de sección transversal del cuerpo o lingote densificados durante dicha deformación en frío puede estar comprendida entre un pequeño porcentaje y un 50% o más. El grado máximo de deformación plástica inducido en el lingote densificado está gobernado por consideraciones de tipo práctico, incluyendo limitaciones del equipo y tiempo. Normalmente, se han encontrado satisfactorias las reducciones del 50% en el área de sección transversal en una pasada; y las reducciones de área de sección transversal o la deformación plástica equivalente del orden de aproximadamente un 30% a un 50% a temperaturas moderadas comprendidas entre 537°C y 926°C, constituyen la práctica de preferencia.

15.

20.

25.

30.



5. Durante la etapa de deformación en frío, la pieza en toco o lingote densificados se calientan preferiblemente para facilitar su deformación y, según se ha indicado anteriormente se pueden calentar a temperaturas moderadas que se acercan a la temperatura de recristalización de la aleación específica, pero que se encuentran por debajo de esta temperatura. Con la mayoría de las superaleaciones a base de níquel del tipo con el que se puede emplear el presente invento, la temperatura de recristalización está comprendida generalmente entre unos 926°C, y unos 1.049°C. Por esta razón, es preferible calentar el lingote densificado a una temperatura del orden de 538° a 926°C. durante dicha reducción en frío.

10.

15. Para los fines del presente invento, la terminología "temperatura de recristalización", según se emplea en la memoria descriptiva y en las reivindicaciones adjuntas, se define como aquella temperatura por encima de la cuál se produce nucleación y desarrollo de nuevos granos exentos de tensiones acompañado de extinción de la matriz deformada en frío como resultado del desarrollo de dichos granos.

20. El lingote densificado y deformado en frío resultante se somete ulteriormente a recristalización a una temperatura superior a la temperatura mínima de recristalización pero inferior a la temperatura de las curvas de solubilidad de solidus gamma prima. La temperatura de la curva de solubilidad de solidus gamma prima según se emplea en la presente memoria, se define como la temperatura a la cuál, o por encima de la cuál, la fase gamma prima se disuelve en la matriz de fase gamma. La fase de gamma prima se define a su vez como una variedad de compuestos intermetálicos que se expresan generalmente por la fórmula  $Ni_a(X,Y,Z)_b$ , en la que X, Y y Z representan

25.

30.



por ejemplo aluminio, titanio, cobalto, etc. y en la que "a" y "b" son números enteros. Estos compuestos intermetálicos a temperaturas inferiores a la temperatura de la curva de solubilidad de solidus gamma prima se dispersan por toda la matriz gamma y actúan como agentes reforzantes.

5

Según las definiciones expuestas anteriormente la recristalización del lingote trabajado en frío y deformado se consigue a una temperatura comprendida generalmente entre unos 926°C y unos 1149°C, en un periodo de tiempo suficiente para efectuar una nucleación de los nuevos granos exentos de tensiones en el lingote reducido en frío. La recristalización continúa durante un periodo de tiempo suficiente para efectuar virtualmente la total recristalización del lingote que, en la mayoría de las superaleaciones a base de níquel

10.

que se reducen en frío en una magnitud comprendida aproximadamente entre el 10% y el 50% en términos de reducción del área de sección transversal o su equivalente a temperaturas de recristalización del orden de 926°C 1149°C, exige de unas dos a unas doce horas. Se observará que la recristalización del lingote deformado en frío se pueda llevar a cabo en cualquier momento después de la deformación en frío y, similarmente, la etapa de tratamiento térmico se puede efectuar en cualquier momento después de la etapa de recristalización

15.

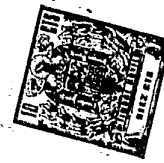
El que no existe factor crítico alguno en el tiempo respecto a la realización de las diversas etapas de elaboración, supone ventajas adicionales en el sentido de que proporciona versatilidad y flexibilidad en la elaboración.

20.

25.

Al final de la etapa de recristalización, el lingote densificado, trabajado en frío y recristalizado, se somete a un tratamiento térmico en el que tiene lugar el desarrollo del grano. La operación de tratamiento térmico se efectúa ca-

30.



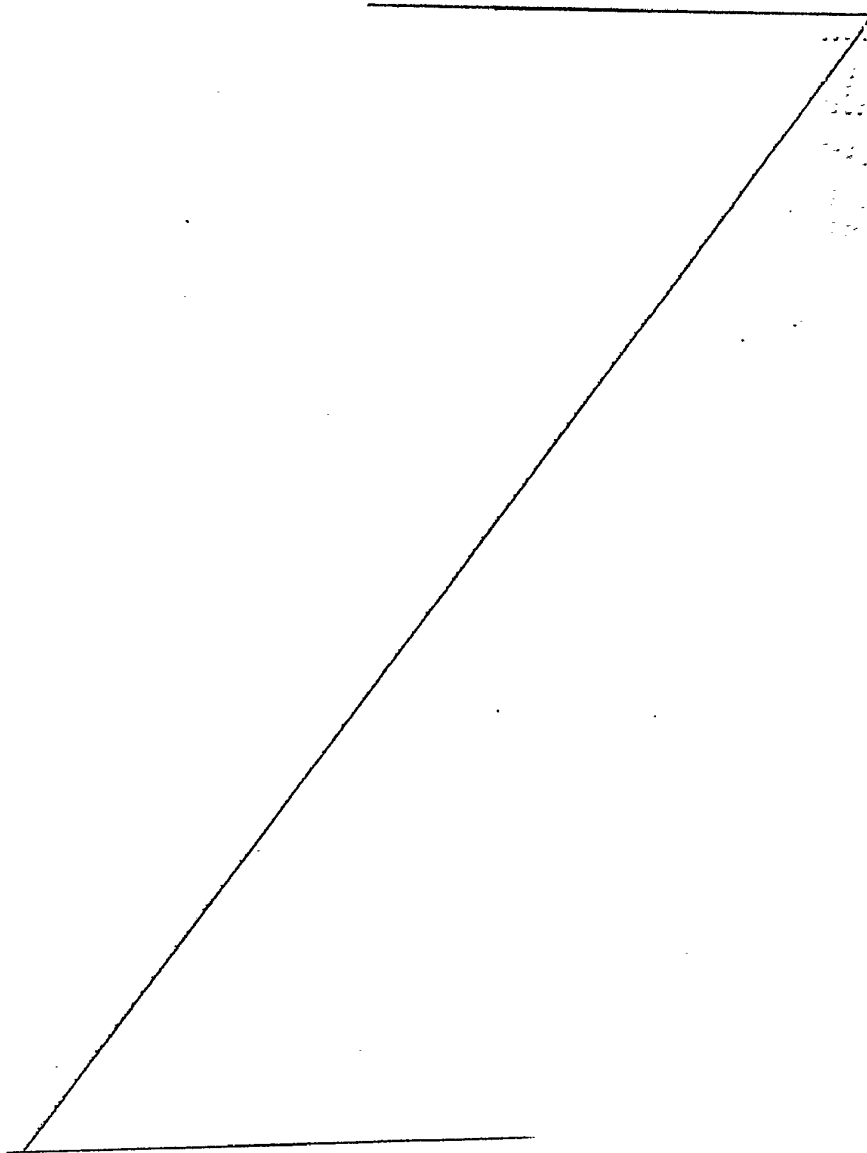
387777

- lentando el lingote recristalizado a una temperatura por encima de la temperatura de solución o de la curva de solubilidad de solidus gamma prima y por debajo del punto incipiente de fusión de la matriz gamma. El punto de fusión incipiente de la matriz gamma en las aleaciones a base de níquel del tipo general con el que se puede emplear el procedimiento del invento está comprendido normalmente entre unos 1204°C. y unos 1371°C. La duración del tratamiento térmico puede variar para alcanzar el grado deseado de desarrollo del grano. Normalmente, se han encontrado satisfactorios los periodos de tratamiento térmico del orden de unas 30 a unas 60 horas a temperaturas de tratamiento comprendidas entre unos 1149°C. y unos 1315°C. con superaleaciones a base de níquel del tipo general en cuestión, para producir una microestructura resultante en la que el tamaño de grano tiene aproximadamente un diámetro de 3,18 mm. Continuando el tratamiento térmico del lingote durante periodos de tiempo más prolongados se puede conseguir un mayor aumento del tamaño de grano hasta que finalmente se consigue un lingote de un cristal de un solo grano.
- Por lo expuesto resultará evidente que se pueden formar ahora lingotes y componentes de superaleaciones a base de níquel, empleando prácticas pulvimetalúrgicas, que tienen una estructura de grano relativamente grande y poseen propiedades físicas superiores a temperaturas elevadas si se compara con las mismas superaleaciones o superaleaciones similares moldeadas por fundición y/o forja. Los beneficios del procedimiento del presente invento se consiguen con cualquiera de la variedad de superaleaciones bien conocidas a base de níquel, o sea, en las que el componente principal de la aleación es níquel. A continuación, en la tabla 1, se indican ejemplos de las diversas aleaciones a base de níquel conocidas actualmente y

387777



y que se pueden elaborar según el presente invento. Se comprenderá que las composiciones enumeradas de superaleación se exponen con fines ilustrativos y que no restringen el empleo de otras composiciones de aleación a base de níquel que se pudieran elaborar satisfactoriamente para conseguir los beneficios del presente invento.



387777

387777

TABLA I

Composiciones nominales de algunas superaleaciones a base de níquel (% en peso)

Aleaciones	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Cb	B	Zr	Otros	Ni
Nimocic 75	0.12	20	-	0.5	-	-	-	-	-	-	-	Resto
Nimocic 80A	0.08	20	1.5	2.4	-	-	-	-	-	-	-	Resto
Nimocic 90	0.10	20	1.6	2.4	-	-	17.5	-	-	-	-	Resto
Nimocic 95	0.12	20	2.0	3.0	-	-	17.5	-	-	-	-	Resto
Nimocic 100	0.20	11	5.0	1.3	5.0	-	20.0	-	-	-	-	Resto
Waspaloy	0.08	19	1.3	3.0	4.4	-	13.5	-	0.008	0.08	-	Resto
Udimet 700	0.10	15	4.3	3.5	5.2	-	18.5	-	0.03	-	-	Resto
Rene 41	0.09	19	1.5	3.1	10.0	-	11.0	-	0.005	-	-	Resto
IN-100 (cola do)	0.18	10	5.5	5.0	3.0	-	15.0	-	0.015	0.05	-	Resto
MAR-M200 (co- lado)	0.15	9.0	5.0	2.0	-	12.5	-	1.0	0.015	0.05	-	Resto
B-1900 (co- lado)	0.11	8.0	6.0	1.0	6.0	-	10.0	-	0.015	0.07	4.3 Ta	Resto
INCO-713 (co- lado)	0.14	13.0	6.0	0.75	4.5	-	-	2.3 Cb+Ta	0.01	0.1	-	Resto
M-252	0.15	19.0	1.0	2.5	9.8	-	10.0	-	0.005	-	5.0Fe (max)	Resto

387777

- 14 -

TABLA I

Composiciones nominales de algunas superaleaciones a b

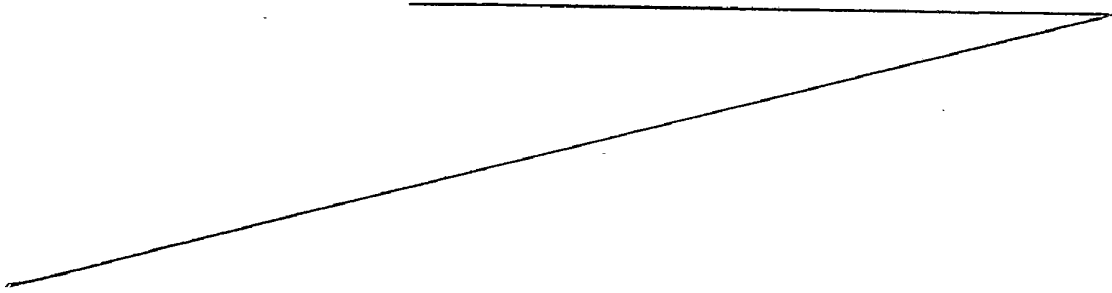
<u>Aleaciones</u>	<u>C</u>	<u>Cr</u>	<u>Al</u>	<u>Ti</u>	<u>Mo</u>	<u>W</u>
Nimocic 75	0.12	20	-	0,5	-	-
Nimocic 80A	0,08	20	1.5	2.4	-	-
Nimocic 90	0.10	20	1.6	2.4	-	-
Nimocic 95	0.12	20	2.0	3.0	-	-
Nimocic 100	0.20	11	5.0	1.3	5.0	-
Waspaloy	0.08	19	1.3	3.0	4.4	-
Udimet 700	0.10	15	4.3	3.5	5.2	-
Rene 41	0.09	19	1.5	3.1	10.0	-
IN-100 (cola do)	0.18	10	5.5	5.0	3.0	-
MAR-M200 (co- lado)	0.15	9.0	5.0	2.0	-	12.5
B-1900 (co- lado)	0.11	8.0	6.0	1.0	6.0	-
INCO-713 (co lado)	0.14	13.0	6.0	0.75	4.5	-
K-252	0.15	19.0	1.0	2.5	9.8	-

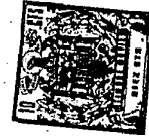
387777



nes a base de niquel (% en peso)

<u>W</u>	<u>Co</u>	<u>Cb</u>	<u>B</u>	<u>Zr</u>	<u>Otros</u>	<u>Ni</u>
-	-	-	-	-	-	Resto
-	-	-	-	-	-	Resto
-	17.5	-	-	-	-	Resto
-	17.5	-	-	-	-	Resto
-	20.0	-	-	-	-	Resto
-	13.5	-	0.008	0.08	-	Resto
-	18.5	-	0.03	-	-	Resto
-	11.0	-	0.005	-	-	Resto
-	15.0	-	0.015	0.05	-	Resto
12.5	-	1.0	0.015	0.05	-	Resto
-	10.0	-	0.015	0.07	4.3 Ta	Resto
-	-	2.3	0.01	0.1	-	Resto
-	10.0	Cb+Ta	0.005	-	5.0 Fe (max)	Resto





Para ilustrar adicionalmente el procedimiento del invento, se expone a continuación algunos ejemplos. Se comprenderá que los ejemplos se exponen con fines ilustrativos y que no se deben interpretar como limitación del alcance del invento descrito anteriormente y definido en las reivindicaciones adjuntas.

#### EJEMPLO 1

Una superaleación a base de níquel correspondiente a la composición nominal del UDIMET 700, según se expone en la tabla 1, se preparó por microfundición en partículas esféricas de polvo y se tamizó para obtener un polvo con una disposición al azar de tamaños de partículas del orden de 10 micras a 60 micras. El polvo de libre fluencia se combinó en un recipiente cilíndrico alargado y de acero suave y se compactó en el mismo sometiendo el recipiente a vibraciones supersónicas. Después se practicó el vacío en el recipiente y se cerró herméticamente por soldadura y después se extruyó formando una barra totalmente densa mientras se calentaba a una temperatura de 165°C. La barra extruída resultante se precalentó después a 927°C., o sea aproximadamente 111°C. por debajo de su temperatura de recristalización. A esta temperatura de precalentamiento el lingote se redujo en frío haciéndolo pasar a través de un par de rodillos, alcanzándose una reducción de aproximadamente el 50% en el área de corte transversal en unapada. El lingote resultante reducido en frío se recristalizó después por espacio de dos y medio horas a una temperatura de 1149°C. que es una temperatura por encima de la temperatura de recristalización pero por debajo de la temperatura de la curva de solubilidad gamma prima para esta aleación. La estructura del grano del lingote trabajado en frío y recrista

387777



- 16 -

lizado, evidencia una estructura de grano recristalizado fino.

Después de la etapa de recristalización se sometió el lingote a un tratamiento térmico a una temperatura de  $1276^{\circ}\text{C}$  por espacio de unas 72 horas. La temperatura de tratamiento térmico empleada se encuentra por encima de la temperatura de la curva de solubilidad de solidus gamma primario por debajo de la temperatura de fusión incipiente de esta aleación.

5.

Como comparación, una muestra testigo preparada con el mismo polvo y sometida a la misma compactación por extrusión

10.

seguida de recristalización y tratamiento térmico, pero omitiendo la etapa de reducción en frío, no evidencia características apreciables de desarrollo del grano y poseía unas propiedades físicas a temperatura elevada sensiblemente inferiores a las de la muestra de la microestructura de la invención. Las

15.

pruebas comparativas a la temperatura del ambiente y a temperatura elevada de las propiedades de resistencia a la tracción de la aleación preparada según el procedimiento del invento y de la misma aleación fundida y forjada pusieron de relieve que la aleación tratada según el procedimiento del invento

20.

era por lo menos tan buena y en la mayoría de los casos superior a las estructuras de la tecnología anterior. Además, las propiedades de rotura por esfuerzo, una propiedad particularmente importante en las aleaciones sometidas a esfuerzos a temperaturas elevadas, se midieron a una temperatura de

25.

$1010^{\circ}\text{C}$ . y con un esfuerzo de  $1406 \text{ Kg/cm}^2$  con la aleación del presente invento y composiciones de aleación idéntica del tipo fundido y forjado de la tecnología anterior. La aleación elaborada según el invento tenía una vida hasta el punto de rotura por esfuerzo de 196 horas mientras que la aleación

30.

U-700 fundida y forjada de la misma composición tenía una vida de tan solo 10 horas en estas mismas condiciones.



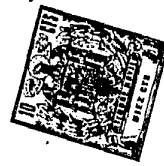
- A pesar de que resultará evidente que la descripción de las modalidades de preferencia del invento están bien calculadas para poderse obtener las ventajas y beneficios del procedimiento del invento, se comprenderá que el procedimiento es susceptible de variación, modificación y cambio sin desviarse del espíritu del invento.

N O T A

10. Descrita suficientemente la naturaleza del invento, así como la manera de realizarlo en la práctica, debe hacerse constar que las disposiciones anteriormente indicadas son susceptibles de modificaciones de detalle en cuanto no alteren su principio fundamental. También se hace constar que el invento
15. corresponde a una solicitud de patente presentada en Norteamericana Ser. Nº 7.895 de 2 de febrero de 1970, acogiéndose por lo tanto a los beneficios que conceden los Convenios Internacionales en vigor, siendo lo que constituye la esencia del referido invento y por lo que se solicita PATENTE DE INVEN
20. CION, por 20 años en España sobre: PROCEDIMIENTO PARA FORMAR UNA MASA DENSA DE SUPERALEACION A BASE DE NIQUEL, caracterizándose por lo siguiente:
25. 1.- Procedimiento para formar una masa densa de superaleación a base de níquel, caracterizado porque comprende las etapas de confinar y densificar un polvo de dicha superaleación formando un lingote; trabajar en frío dicho lingote para efectuar su deformación a una temperatura inferior a la temperatura de recristalización de la aleación; recristalizar dicho lingote reducido en frío calentándolo a una temperatura superior a su temperatura de recristalización e in-
- 30.

MLC

387777



- 18 -

- inferior a la temperatura de la curva de solubilidad de solidus gamma prima, durante un periodo de tiempo suficiente para efectuar la nucleación de nuevos granos; y someter posteriormente a tratamiento térmico dicho lingote recristalizado a
5. una temperatura superior a la temperatura de la curva de solubilidad de solidus gamma prima e inferior al punto incipiente de fusión de la matriz gamma, durante un periodo de tiempo suficiente para efectuar el desarrollo del grano al tamaño deseado.
10. 2.- Procedimiento según la reivindicación 1, caracterizado porque dicho polvo tiene un tamaño de partícula que alcanza de unas 60 mallas a una micra aproximadamente y contiene menos de 100 ppm. de oxígeno aproximadamente.
15. 3.- Procedimiento según la reivindicación 1, caracterizado porque el citado lingote formado por dicha operación de confinación y densificación tiene prácticamente una densidad teórica del 100 %.
20. 4.- Procedimiento según la reivindicación 1, caracterizado porque dicha reducción en frío se realiza para conseguir un grado de deformación plástica de dicha lingote equivalente al resultante de una reducción en su área de sección transversal del orden de un bajo porcentaje hasta un 50% aproximadamente.
25. 5.- Procedimiento según la reivindicación 1, caracterizado porque dicha reducción en frío se realiza en el citado lingote que se precalienta a una temperatura del orden de unos 537<sup>o</sup>C, a unos 926<sup>o</sup>C. de forma que se induzca una deformación plástica en el mismo equivalente a la resultante por una reducción de aproximadamente un 30% a un 50% en su área
30. de sección transversal.

*ME*

387777<sup>16</sup>



- 19 -

5. 6.- Procedimiento según la reivindicación 1, caracterizado porque la recristalización del citado lingote trabajado en frío se realiza durante un periodo de tiempo que oscila entre unas dos horas hasta unas 12 horas a una temperatura de aproximadamente 926°C a 1149°C.

7.- Procedimiento según la reivindicación 1, caracterizado porque la temperatura de recristalización de dicha superaleación es del orden de aproximadamente 926°C a 1149°C.

10. 8.- Procedimiento para formar una masa densa de superaleación a base de níquel, tal y como queda sustancialmente descrito en la presente Memoria, e ilustrado en los dibujos.

Esta Memoria consta de diecinueve hojas, escritas a máquina por una sola cara.

16 JUN. 1973

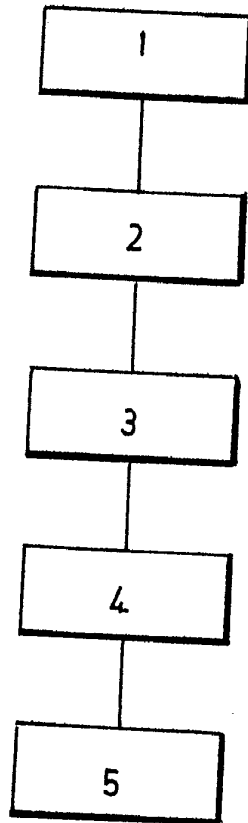
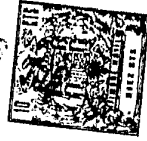
Madrid,

FEDERAL-MOGUL CORPORATION,

J. GOMEZ ACEBO Y MOJER  
Ingeniero de Minas y Geología

MG

387777



ESCALA  
VARIABLE

16 JUN. 1978

Madrid

J. GOMEZ ACEBO Y MOU  
S. R. L. Filiales L. Goia Ferrol