

"Superplastic Ni Alloys"

342040

342040

16 MAY 1968

Memoria descriptiva



para solicitar PATENTE DE INVENCION por 20 años

a nombre de INTERNATIONAL NICKEL LIMITED

entidad / ~~de nacionalidad~~ británica

con domicilio en Thames House, Millbank, Londres, Inglaterra.

por: "UN PROCEDIMIENTO PARA PRODUCIR UNA MICROESTRUCTURA
-ULTRAFINA DE UNA ALEACION DE NIQUEL-CROMO"
(Clase Internacional C22c)

14.5.68



Las aleaciones de níquel y cromo, con o sin hie-
rro, son utilizadas ampliamente para artículos y piezas
que requieren alta resistencia a la tracción y alta dure-
za a la temperatura ambiente, juntamente con resistencia
5 a la oxidación y a los medios corrosivos. Sin embargo,
en general, son difíciles de trabajar en caliente, y aun-
que se acepta que esto es el acompañamiento necesario de
una alta resistencia a la tracción a temperaturas eleva-
das, resulta desventajoso cuando no se requiere una resis-
10 tencia mecánica a altas temperaturas muy buenas.

Este invento está basado en el descubrimiento
de que ciertas aleaciones de níquel y cromo pueden ser
tratadas para producir una microestructura de grano fino
desusada que las hace posible ser trabajadas en caliente
15 y deformadas a altas temperaturas, por ejemplo a 925°C-
980°C, con más facilidad, al mismo tiempo que todavía re-
tienen alta resistencia y alta dureza a la temperatura
ambiente y a temperaturas intermedias, juntamente con re-
sistencia a la corrosión. Las aleaciones que tienen la
20 microestructura especial con un tamaño de grano suficien-
temente fino también exhiben la propiedad conocida como
superplasticidad, que pudiera ser definida como la capa-
cidad de un material para experimentar grados de alarga-
miento extremadamente grandes cuando es deformado por tra-
25 cción. Se ha observado que las aleaciones en el estado su-
perplástico, sometidas a esfuerzos de tracción, con una
velocidad de deformación controlada, a altas temperaturas,
exhiben alargamientos de 2, 3 o incluso 10 veces su lon-
gitud original antes de romperse, pero para los fines de
30 la presente memoria y reivindicaciones, una aleación ha

342040

7 SEP. 1968



5 de ser considerada como superplástica si exhibe un alargamiento por tracción de al menos 150% cuando es deformada a una temperatura de 980°C a una velocidad constante de al menos 0,16 cm por cm de longitud calibrada inicial por minuto.

10 Aunque se ha observado la superplasticidad en algunas aleaciones de baja resistencia y bajo punto de fusión, tales como aleaciones de plomo y estaño y aluminio y zinc, la misma no había sido producida anteriormente en aleaciones de níquel y cromo. Es verdad que cuando las aleaciones de níquel y cromo son deformadas por el muy lento procedimiento de termofluencia o termo deformación plástica metalúrgica, exhiben algunas veces alargamientos hasta rotura de hasta aproximadamente 100% durante periodos de tiempo muy prolongados, pero esto ha de ser diferenciado del procedimiento mucho más rápido de alargamiento superplástico.

20 La microestructura de las aleaciones del invento cuando están en el estado superplástico a la temperatura ambiente consiste esencialmente en granos finos de fase gamma de sistema de níquel, cromo y hierro con pequeñas partículas de fase alfa dispersadas intergranularmente adyacentes a los mismos, siendo la fase gamma una solución sólida de níquel y cromo, con o sin hierro, del sistema cúbico centrado en las caras, y la fase alfa una solución sólida rica en cromo que contiene níquel con o sin hierro, del sistema cúbico centrado en el cuerpo, y citada algunas veces como cromo alfa. Para que las aleaciones sean superplásticas, la proporción de fase alfa debe ser desde al menos 2% hasta 70% de la alea-

342040



ción, y preferiblemente es al menos de 5% y mejor al me-
nos de 10%. El tamaño medio de los granos gamma deberá
ser lo más pequeño posible, y en cualquier caso deberá
ser menor de 12 micras y no deberá pasar de 10 micras,
5 siendo convenientemente no mayor de 3 micras. El tamaño
medio de la sección transversal de las partículas de fa-
se alta, tampoco deberá ser mayor de 10 micras y prefe-
riblemente no es mayor de 5 micras, o incluso de 3 micras,
aunque puede estar presente una pequeña proporción de
10 mayores partículas de fase alta, sin efecto desfavorable.
Una microestructura de dos fases, que consiste esencial-
mente en fases gamma y alfa, de dicho grado de finura es
citada en lo que sigue como una microestructura gamma-
alfa ultrafina. En algunas aleaciones que contienen alu-
minio y titanio, la fase gamma de una microestructura
15 esencialmente gamma-alfa, puede contener a la temperatu-
ra ambiente fase gamma prima $Ni_3(Ti, Al)$ precipitada en
los granos gamma, pero esta fase está casi disuelta o
enteramente disuelta cuando la aleación es calentada
20 hasta 980°C, Otras fases que pueden estar presentes tam-
bién en pequeñas cantidades a la temperatura ambiente o
a temperaturas elevadas, incluyen fases de carburo y tam-
bién fases eta, fases de Laves, y de carbonitruro. La
cantidad total de todas estas fases distintas de las fa-
ses alfa y gamma, no deberá pasar de 2%.

De acuerdo con el invento, las aleaciones de
niquel y cromo en las que se puede desarrollar una mi-
croestructura gamma-alfa ultrafina que las confiere su-
perplasticidad, son las que tienen una estructura-gamma
30 alfa de dos fases estable a la temperatura ambiente, y

342040



contienen al menos 19% de níquel y cromo en una cantidad no mayor de 55% y no mayor de la dada por la relación.

$$\% Cr = 68,9 - 0,435 (\%Ni) \dots \dots \dots (1)$$

5
10
15
20
25
30

En cantidades hasta de 10% de la aleación, el níquel puede ser reemplazado por un peso igual de cobalto, que ha de ser considerado como parte del níquel para los fines de las diversas relaciones de esta memoria y reivindicaciones. Sin embargo, preferiblemente el contenido de cobalto no pasa de 1%. Los contenidos de cromo y níquel deben estar también relacionados entre si de manera que el contenido de cromo supere al límite de solubilidad del cromo en la matriz de la aleación a 98°C, al menos en 2%. La solubilidad del cromo en el sistema de níquel, cromo y hierro a 980°C aumenta según aumenta el contenido de níquel, de manera que se requiere más cromo para satisfacer esta condición con mayores contenidos de níquel. Sin embargo, en presencia de titanio disminuye la cantidad de cromo requerido para dar una estructura de dos fases, y las aleaciones contienen preferiblemente de 0,1 % a 2,5 % de titanio, y lo más convenientemente de 0,2 % a 2,5% de titanio. La dependencia del contenido mínimo de cromo requerido con los contenidos de níquel y de titanio eficaz (no carburado), dada por la expresión $\% Ti - 4(\% C)$, puede ser expresada en la forma de dos relaciones lineales que representan líneas rectas en el diagrama de fases de níquel, cromo y hierro que se cortan con un contenido de níquel de 53,5% y convenientemente las aleaciones contienen una cantidad de cromo da-

28.8.67



da, para aleaciones con hasta 53,5% de níquel, por la relación:

$$\%Cr \ 0,253 (\%Ni) + 22,9 - 1,5 (\% \text{Tino-carburado} - 0,36 \dots) \quad (2)$$

5 y, para aleaciones con más de 53,5% de níquel, por la relación:

$$\%Cr \geq 0,550 (\%Ni) + 7,0 - 1,5 (\% \text{Tino-carburado} - 0,36 \dots) \quad (3)$$

10 Para aleaciones exentas de titanio, los contenidos preferidos de cromo están dados también por estas relaciones, haciendo igual a cero el valor del porcentaje de titanio no carburado.

Lo más convenientemente, la cantidad mínima de cromo está dado por las relaciones:

$$15 \quad \% Cr \geq 0,253 (\%Ni) + 22,9 - 1,2 (\% \text{Tino-carburado} - 0,36 \dots)$$

para contenidos de níquel hasta de 53,5 %, y

$$20 \quad \% Cr \geq 0,550 (\%Ni) + 7,0 - 1,2 (\% \text{Tino-carburado} - 0,36)$$

para contenidos de níquel mayores de 53,5%. Las mayores proporciones de cromo representadas por estas relaciones aseguran una mayor proporción de fase alfa en la microestructura ultrafina.

25 La plasticidad en caliente de las aleaciones es también acrecentada por la presencia de uno o más de los elementos, magnesio hasta 0,1%, zirconio hasta 0,1%, calcio hasta 0,05% y boro hasta 0,015%, siendo contenidos apropiados de estos elementos: 0,001 a 0,05 de magnesio, 0,001 a 0,04% de zirconio, 0,001 a 0,03% de calcio y 0,001 a 0,012% de boro. El titanio y el magnesio

30

342040



son particularmente eficaces para mejorar la aptitud de las aleaciones para ser trabajadas en caliente. El titanio tiene la ventaja adicional de que su presencia elimina sustancialmente la formación de huecos en la microestructura durante el alargamiento superplástico, de manera que el alargamiento continúa de una manera aparentemente viscosa hasta que el área de la probeta ha sido reducida casi en 100% en la rotura.

Las aleaciones pueden contener también hasta 0,1% por ejemplo 0,005 a 0,08% de carbono, de 0 a 2,5% de niobio y de 0 a 4% de tántalo, con la condición de que $\% \text{Nb} + 0,5 (\% \text{Ta}) < 2,5$, de 0 a 1,5% de aluminio, de 0 a 3% de molibdeno y de 0 a 1,5% de wolframio, con la condición de que $\% \text{Mo} + 0,5 (\% \text{W}) < 3$, de 0 a 0,5% de silicio, de 0 a 0,5% de manganeso, de 0 a 1% de berilio, de 0 a 3% de cobre y de 0 a 0,2% de vanadio, no pasando de 7% ni preferiblemente de 3% la cantidad total de estos elementos adicionales. Entre estos elementos, el niobio mejora la resistencia a la tracción a la temperatura ambiente y ayuda a proporcionar una masa fundida perfecta o "limpia" cuando se preparan las aleaciones por fusión con aire, y el cobre mejora la resistencia a la corrosión en medios de cloruro. El aluminio es útil en pequeñas cantidades hasta de 0,4% como desoxidante y en mayores cantidades para hacer a las aleaciones endurecibles por precipitación, aunque también tiende a perjudicar la plasticidad en caliente de las aleaciones. Si está presente el aluminio, el contenido total de titanio y aluminio no deberá pasar de 3,5%, y preferiblemente no es mayor de 3%. El molibdeno y el wolframio en las can-

28.8.67



tidades indicadas mejoran la resistencia a la corrosión y la resistencia mecánica a la temperatura ambiente de las aleaciones.

5 El resto de las aleaciones, aparte de los elementos antes indicados, es hasta de 55 % de hierro. El hierro mejora la plasticidad en caliente de las aleaciones y preferiblemente está presente al menos un 7 % particularmente en aleaciones que no contienen titanio ni magnesio que han de ser forjadas en caliente o laminadas en caliente. Sin embargo, el contenido de hierro no pasa preferiblemente de 30%.

10 Las aleaciones que contienen de 1 a 2 % de titanio y 0,5 a 1,5% de aluminio en que el total de contenido de titanio y aluminio es de 2,5 a 3,5 %, y que tienen contenidos de cromo de acuerdo con las relaciones (1), (2) y (3), y no más de 30% de hierro, pueden ser endurecidas por envejecimiento calentando a 565-815°C para aumentar la resistencia a la tracción a la temperatura ambiente hasta valores notablemente altos, por ejemplo de 140 kg/mm², con poca pérdida de ductilidad.

15 Entre las composiciones de aleaciones antes indicadas, son nuevas las que contienen de 24,5 a 55 % de cromo, satisfacen las relaciones (1) (2) y (3), y contienen uno o más de los elementos titanio, magnesio, zirconio, calcio y boro, como plastificante. Las aleaciones que contienen de 0,1 a 2,5 % de titanio tienen una combinación de propiedades particularmente ventajosa, incluyendo alta plasticidad, aptitud para ser trabajadas en caliente e integridad metalúrgica durante el trabajo superplástico, cuando son tratadas para obtener una es-

30

342040

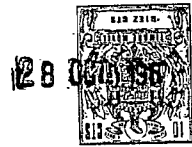


5 estructura de dos fases alfa-gamma ultrafina de la clase
indicada. Estas composiciones de aleación constituyen
una característica adicional del invento. De manera to-
10 davía más conveniente, las aleaciones contienen al menos
0,36% de titanio y tienen contenidos de níquel y cromo
representados por puntos dentro del área ABCDEFGA de la
figura 1 del dibujo anejo. En esta figura, las líneas
AB y BC representan las relaciones (3) y (2) respectiva-
mente para valores de % Ti de 0,36; la línea CE represen-
ta % Ni = 19; la línea EF representa % Cr = 55; la línea
15 FG representa la relación (1) y la línea GA representa
la relación % Ni + % Cr = 99,6. Dentro de este margen
de composiciones, las aleaciones exhiben propiedades ven-
tajosas adicionales de alta carga de rotura por tracción,
por ejemplo de 91 kg/mm² o más a la temperatura ambiente,
y alta resistencia a la corrosión. Lo más preferiblemente
las aleaciones que tienen al menos 0,36 % de titanio tie-
nen contenidos de níquel y cromo que se encuentran sobre
la línea DH de la figura 1, o a la izquierda de la mis-
20 ma, definidos por un punto dentro del área ABCDHA. La lí-
nea DH representa la relación:

$$\% \text{ Cr} = 0,361 (\% \text{ Ni}) + 25,1$$

25 y define el contenido máximo de cromo que puede disolver-
se sustancialmente de manera completa para formar una fa-
se totalmente gamma al calentar en solución las aleacio-
nes hasta temperaturas de 1205°C y superiores. Al tratar
subsiguientemente las aleaciones con contenidos de níquel
30 y cromo dentro del área ABCDHA para obtener una estructu-

342040



5 ra de dos fases alfa-gamma ultrafina, se ha encontrado que tienen características mecánicas isotrópicas. Estas aleaciones también pueden ser fácilmente trabajadas en frío después de enfriar rápidamente desde el estado completamente calentado en solución, para retener una microestructura de solución sólida gamma de una única fase.

10 Entre las nuevas aleaciones del invento, las que contienen de 34 a 43% de cromo en una cantidad suficiente para satisfacer las relaciones (2) y (3), de 7 a 34% de hierro, de 0 a 0,08% de carbono, de 0,55 a 2,5% de titanio, con $\% \text{Ti} - 4 (\% \text{C}) > 0,36$, de 0 a 1,4 % de aluminio siendo la proporción Ti: Al al menos de 1,5: 1, y el resto níquel exhiben alargamientos superplásticos
15 extraordinariamente altos, generalmente al menos de 500%, a una velocidad de deformación constante inicialmente de 0,16 cm/cm minuto a 980°C cuando son tratadas para obtener una microestructura gamma-alfa ultrafina.

20 La microestructura de dos fases ultrafina de las aleaciones de acuerdo con el invento puede ser producida por el procedimiento que comprende una combinación de tratamiento térmico y deformación plástica que constituye el objeto de la solicitud de la firma solicitante número 342038. Este procedimiento utiliza el hecho conocido de que una aleación que es deformada plásticamente
25 recristaliza cuando es calentada hasta o más allá de una temperatura que depende de su composición y en cierta extensión también del grado de deformación plástica. La temperatura más baja a la que comienza la recristalización es conocida comunmente como la temperatura de
30

342040



recristalización: Para las aleaciones del presente invento, en el estado trabajado en frío, es generalmente de aproximadamente 595°C. En el tratamiento de las aleaciones de este invento, se hace que la fase alta rica en cromo precipite de la aleación deformada plásticamente por encima de la temperatura de recristalización con recristalización de la aleación. Dicho de manera general, por lo tanto, el tratamiento comprende deformar plásticamente dentro de la región o margen de temperaturas en que existen dos fases, teniendo las aleaciones una estructura de solución sólida gamma que contiene cromo alfa precipitable, y calentarla dentro de la región o margen de temperaturas en que existen dos fases, durante o después de la deformación para realizar la recristalización con precipitación de partículas de fase alfa entre los granos de fase gamma. Se ha encontrado que la recristalización del material deformado plásticamente asegura la formación de granos gamma finos, mientras que la precipitación de las partículas alfa bloquea el crecimiento de los granos a la temperatura de precipitación, contribuyendo ambas cosas conjuntamente a la producción y mantenimiento de estructuras de dos fases ultrafinas.

Es lo más importante el que el tratamiento se realice de tal manera que se permita que la precipitación de la fase alfa tenga lugar solamente en un material que ha sido deformado plásticamente en la región de dos fases. Si la precipitación tiene lugar en un material que no ha sido deformado previamente de esta manera en la región de dos fases, por ejemplo si la aleación calentada en solución es enfriada lentamente hasta una temperatura

342040



a la que precipita fase alfa, o es enfriada rápidamente y después es recalentada hasta dicha temperatura, se producirá la precipitación sin recristalización y resultará una microestructura relativamente gruesa, que no tendrá las deseadas propiedades superplásticas.

Teniendo esto en cuenta, el tratamiento se puede realizar de diversas maneras. Así, la aleación puede ser calentada hasta una temperatura suficientemente alta para disolver una parte sustancial de la fase alfa, por ejemplo hasta 1205°C o más hasta justamente por debajo del punto de fusión incipiente de la aleación, y después de esto puede ser deformada plásticamente mientras se enfría hasta o más allá de una temperatura a la que precipita fase alfa y tiene lugar la recristalización, por ejemplo hasta 870°C o incluso menos. La deformación plástica puede realizarse de cualquier manera conveniente, por ejemplo por extrusión, forjado y laminación, y deberá ser suficientemente intensa para mantener el tamaño de grano gamma fino deseado durante la precipitación de las partículas de fase alta. Después de trabajar en caliente, las aleaciones pueden ser calentadas, si se desea, dentro de la región de dos fases y por encima de la temperatura de recristalización durante un periodo adicional, para completar la precipitación y la recristalización. Alternativamente, una aleación en que toda la fase alfa está disuelta, puede ser enfriada, por ejemplo por enfriamiento rápido con agua, con suficiente rapidez para retener en solución la totalidad o sustancialmente la totalidad de la fase alfa disuelta, puede ser trabajada en frío, preferiblemente hasta realizar una reducción de al menos



30% del área de la sección transversal, y después de esto puede ser recalentada hasta una temperatura suficientemente alta para que tenga lugar la precipitación de fase alfa y la recristalización. Con este fin, igual que para el calentamiento adicional opcional en el tratamiento previo, las aleaciones no deberán ser calentadas hasta temperaturas por encima del límite superior de la región de dos fases, ya que a temperaturas más altas, por ejemplo por encima de 980°C, las partículas de fase alfa tenderán a volver a disolverse y la estructura tenderá a hacerse más gruesa. Sin embargo, a temperaturas más bajas, por ejemplo dentro del margen de 870 a 980°C se encuentra que la estructura de las aleaciones alfa-gamma de grano ultrafino tiene buena estabilidad metalúrgica durante períodos de tiempo sustanciales, por ejemplo de 0,5 a 5 horas según la temperatura. Esta estabilidad hace posible que se realicen operaciones de configuración de metal que requieren calentamiento durante periodos de tiempo sustanciales a dichas temperaturas.

Para obtener la microestructura más fina en las aleaciones forjadas, el calentamiento en solución se deberá realizar de manera que se disuelva la mayor cantidad posible de la fase alfa. Cualquier cantidad de fase alfa que permanezca sin disolver tenderá a resultar alargada durante el trabajo, especialmente durante el trabajo en caliente, para formar vetas que darán como resultado propiedades anisótropas en los productos forjados. Con el fin de obtener una estructura completamente equiaxial en la aleación forjada, es necesario disolver la totalidad o sustancialmente la totalidad de la fase alfa antes

342040

76 MAY



5 de desarrollar la estructura de dos fases ultrafina, y para lograr esto la aleación debe tener una composición apropiada. En particular, los contenidos de níquel y cromo deberán estar relacionados entre sí de manera que estén dados por la relación:

$$\% Cr \ll 0,361 (\% Ni) + 25,1$$

10 Tal como se ha mencionado anteriormente, esto corresponde a puntos situados en la línea DH de la figura 1 de los dibujos; o a la izquierda de la misma, y aleaciones particularmente satisfactorias para este fin las que contienen al menos 0,36 % de titanio y están situadas dentro del área ABCDHA de la figura 1.

15 Se han tomado fotomicrografías con 1000 diámetros de aumento de una microestructura (después de atacar o corroer) de una aleación que contiene 45,1% de níquel, 38,3% de cromo, 2% de titanio, 1% de aluminio, 0,06% de carbono y el resto hierro, que ha sido calentada en solución a 1205° para disolver la mayor cantidad posible de la fase alfa, ha sido enfriada rápidamente con agua, ha sido reducida en 30% por laminación en frío, ha sido calentada a 540°C durante 16 horas para recristalizarla y precipitar fase alfa, y ha sido calentada finalmente durante una hora a 980°C. Las partículas muy pequeñas de color casi blanco de la fotomicrografía son partículas ultrafinas de fase alfa y los materiales de color desde muy oscuro a negro son de fase alfa que es demasiado fina para ser resuelta con 1000 aumentos. Los granos gamma se encuentran en las zonas de color gris entre la fase alfa y

30
342040



tienen un tamaño medio menor de aproximadamente 3 micras. Las zonas relativamente grandes del tipo de parches, que constituyen aproximadamente el 7,4% en volumen de la microestructura, son de fase alfa, (con fase gamma en su interior), que no fué disuelta por el calentamiento en solución. Cuando fué alargada a 0,16 cm/cm de longitud calibrada inicial/minuto a 970°C, la aleación se alargó en 800% sin rotura, y por lo tanto era superplástica.

Se han tomado también fotomicrografías de aleaciones que contienen 50% de níquel, 39% de cromo, 8% de hierro, 2% de titanio, 1% de aluminio y 0,06% de carbono, después del tratamiento para producir una microestructura ultrafina. En un caso, una fotomicrografía tomada con 1000 diámetros de aumento corresponde a una probeta corroida o atacada, y una micrografía electrónica de transmisión tomada con 28000 diámetros de aumento muestra la estructura producida trabajando en caliente lingotes colados de la aleación desde una temperatura de solución de 1205°C hasta por debajo de 980°C, para reducir el área de la sección transversal en más de 75%. El tamaño medio de los granos gamma era menor de una micra. En otro caso, la micrografía electrónica de transmisión tomada a 18000 diámetros de aumento corresponde a la misma aleación después de un alargamiento superplástico adicional de más de 1000% a 980°C, con un tamaño medio de granos gamma de 1 a 2 micras. En estas micrografías aparecen partículas sólidas de color gris-negro de fase alfa adyacentes a los límites de los granos gamma de matiz más claro.

Las composiciones de 35 aleaciones de acuerdo con

342040



el invento están indicadas en la Tabla I, y los resultados de la Tabla II muestran sus notables alargamientos superplásticos cuando son tratadas para producir una microestructura ultrafina. Las aleaciones fueron fundidas en vacío y coladas a la forma de lingotes, y después de esto fueron trabajadas en caliente desde una temperatura de solución de al menos 1205°C por el margen de temperaturas de 1205°C a 980°C para reducir las áreas de las secciones transversales de los lingotes al menos en 75%.

Piezas de ensayo de cada aleación con una longitud calibrada de 3,2 cm fueron alargadas entonces a 980°C a una velocidad de 0,2 cm/cm/minuto, con los resultados mostrados en la Tabla II. En ésta y en las otras tablas, un alargamiento registrado, por ejemplo > 1000%, indica que la probeta no se había roto con un alargamiento de 1000%.

342040

TABLA I



Alea- ción	Nº	Ni %	Cr %	Fe %	Ti %	Al %	C %	Otros Elementos
1		23,1	43,0	Resto(33,22)	0,63	--	0,05	--
2		35,4	50,0	Resto(13,95)	0,60	--	0,05	--
3		26,6	48,0	Resto(25,35)	0,60	--	0,05	--
4		Resto(55,5)	43,8	Resto --	0,63	--	0,05	--
5		Resto(47,3)	40,8	9,8	1,05	0,95	0,059	--
6		Resto(48,3)	39,2	9,7	2,15	0,63	0,022	--
7		Resto(48)	39,0	9,8	2,12	1,03	0,046	--
8		Resto(48,3)	39,2	10,1	1,07	1,27	0,049	--
9		Resto (45,2)	29,2	Resto 15,0	0,57	--	0,060	--
10		27,5	38,5	Resto(33,33)	0,62	--	0,05	--
11		20,0	38,0	Resto(41,4)	0,62	--	0,05	--
12		Resto(50,0	37,6	Resto 8,7	1,87	1,05	0,03	--
13		51	39	Resto(10)	--	--	0,06	--
14		Resto(31,1)	37,2	Resto 31,0	0,60	--	0,056	--
15		Resto(48,2)	39	10	1,75	1	0,008	--
16		43	38,5	Resto(18,5)	--	--	0,06	--
17		Resto(51,5)	34,8	Resto 10,3	2,04	1,33	0,04	--
18		Resto(50)	39	8	2	1	0,06	--
19		Resto(54,2)	33,3	10	2,5	0,05	0,005	--
20		Resto(52, 2)	34,0	Resto 10,5	2,10	1,11	0,043	--
21		38,5	33,4	Resto(32,4)	0,64	--	0,035	--
22		44,2	33,2	Resto(22)	0,58	--	0,005	--

342040



TABLA I (continuación)

Alea- ción Nº	Ni %	Cr %	Fe %	Ti %	Al %	C %	Otros elementos
23	36,2	32,2	Resto(30,9)	0,68	--	0,058	--
24	Resto (52,2)	35,4	Resto 10,5	1,02	0,86	0,045	--
25	Resto (34,8)	30,7	32	2,5	0,05	0,022	--
26	Resto (20,3)	28,0	51,0	0,60	--	0,065	--
27	Resto (19,4)	28	52,0	0,59	--	0,056	--
28	Resto (20,8)	26,7	50	2,5	0,05	0,021	--
29	Resto (58,9)	40,5	--	0,57	--	0,033	--
30	Resto (50)	39	10	--	--	0,06	1 Nb
31	Resto (48)	42	10	--	0,05	0,06	Ca añadido & presente < 0,02%
32	Resto (48)	42	10	--	0,05	0,06	0,02 Mg
33	Resto (48)	42	10	--	0,05	0,06	0,012 B
34	Resto (48)	42	10	--	0,05	0,06	0,04 Zr añadido
25	Resto (25)	38	37	--	0,05	0,06	0,04 Mg

342040



TABLA II

	Aleación nº	Alargamiento %	Carga de rotura por tra- cción kg/mm ² .
5	1	>1000	5,77
	2	400	9,63
	3	480	7,10
	4	720	3,16
	5	400	5,82
10	6	980	3,18
	7	580	4,30
	8	360	4,98
	9	740	3,80
	10	520	6,68
15	11	160	14,6
	12	>860	3,66
	13	177	6,82
	14	>740	5,20
	15	>880	2,67
20	16	416	4,29
	17	540	4,75
	18	>1000	1,90
	19	220	7,3
	20	620	6,67
25	21	180	8,51
	22	180	9,42
	23	160	9,38

342040

TABLA II (cont.)



	Aleación nº	Alargamiento %	Carga de rotura por trac- ción kg/mm ² .
5	24	160	10,3
	25	290	5,84
	26	160	9,98
10	27	260	8,37
	28	388	6,31
	29	160	9,28
	30	176	9,63
	31	504	2,95
15	32	> 895	3,80
	33	508	4,22
	34	670	4,64
	35	780	6,61
20			

342040

17 SEP



5 Cada aleación mostró un alargamiento superior a 150% a 980°C sin rotura. Las aleaciones números 1, 6, 7, 9 y 12 y 18 son ejemplos de las aleaciones preferidas, que tienen alargamientos de al menos 500% bajo estas condiciones de ensayo. Las aleaciones que contienen titanio que se rompieron lo hicieron con reducciones de área de al menos 98%, comparado con valores menores para las aleaciones exentas de titanio.

10 Se exhiben valores similarmente altos de alargamientos superplástico a otras temperaturas dentro del margen de 870 a 1095°C, y el grado de alargamiento superplástico disminuye solo lentamente cuando aumenta la velocidad de deformación inicial tal como lo muestran los resultados de la aleación número 40 en la Tabla III. Se
15 observará en esta tabla que la resistencia a la tracción aumenta con la velocidad de deformación.

20

342040

28.8.67

TABLA III



	Velocidad de deformación inicial (cm./cm./min.)	C.R.T. Kg/mm ² .	Alargamiento %
5	0,16	1,90	960
10	0,4	4,57	960
	0,8	6,54	880
	1,6	7,5	1000
	4	11,6	920
	8	13,3	540
15	12	14,9	420
	16	15,5	480

342040



Como ilustración de los efectos de diferentes condiciones de tratamiento sobre una aleación, probetas de la aleación número 36 fueron tratadas de tres maneras diferentes.

5 A. Fué trabajada en caliente desde 1205°C hasta 980°C, fué calentada a 980°C durante 30 minutos, y fué dejada reposar durante 20 minutos.

10 B.- Fué calentada en solución, fué enfriada rápidamente con agua, fué trabajada en frío hasta una reducción de 50%, fué calentada a 980°C durante 30 minutos, y fué dejada reposar durante 20 minutos.

15 C.- Fué calentada en solución, fué enfriada rápidamente con agua, fué trabajada en frío hasta una reducción de 50%, fué envejecida a 595°C durante 16 horas, fué calentada a 980°C durante 30 minutos y fué dejada reposar durante 20 minutos.

20 En cada caso, el calentamiento final hasta 980°C y a esta temperatura se realizó inmediatamente antes de ensayar a tracción a 980°C. Las tres probetas exhibieron alargamientos superplásticos de 800%, 400% y 800%, respectivamente, a una velocidad de deformación inicial de 0,16 cm/cm/minuto. Aunque todas las tres probetas tenían microestructuras de acuerdo con el invento, los resultados indican que el tratamiento B, que implica solo un corto tiempo de recristalización a una temperatura relativamente alta después del trabajo en frío, es inferior al calentamiento más prolongado a una temperatura de recristalización más baja o al trabajo en caliente desde la temperatura de calentamiento en solución.

30 Los resultados de la Tabla IV muestran los alar-

342040



gamientos a 980°C de 5 probetas de una aleación de la composición de la aleación número 18, que tienen estructuras gamma-alfa de dos fases con diferentes tamaños de granos gamma.

5

TABLA IV

10

Tamaño de los granos gamma (micras)	Alargamiento (%)
231	40
27	80
9	220
4,6	440
2,5	>1000

15

20

Es evidente la asociación del tamaño de grano ultrafino con la superplasticidad.

25

Las propiedades a tracción de las aleaciones del invento a la temperatura ambiente están ilustradas por los resultados de la Tabla IV para las aleaciones 38 a 47, de las cuales las números 38 a 45 fueron fundidas en vacío y las números 46 y 47 fueron fundidas en aire. Todas las aleaciones fueron forjadas inicialmente para formar palanquillas de sección cuadrada de 5,1 cm, que

30

342040

SEP.



fucron calentadas hasta 1205-1260°C, y después fueron la-
minadas en caliente desde esta temperatura para formar
barras redondas de 16 mm de diámetro, acabando a aproxima-
damente 980°C, produciendo de esta manera una microestruc-
5 tura gamma-alfa de grano ultrafino, e inmediatamente des-
pués fueron trabajadas en tibio adicionalmente a aproxima-
damente 815°C. Las aleaciones números 43 a 47 fueron some-
tidas solamente al tratamiento de trabajo en caliente.
Una probeta de cada una de las aleaciones, excepto la nú-
10 mero 43, fué sometida también a un tratamiento de enveje-
cimiento final durante 16 a 20 horas a 650°C o 705°C tal
como se indica en la tabla VI en la cual el trabajo en
caliente está indicado por T.C. y el trabajo en tibio por
T.T. Las composiciones de las aleaciones están indicadas
15 en la Tabla V.

342040

28.8.67

TABLA V



Aleación nº	Ni %	Cr %	Fe %	Ti %	Al %	C %	Otros elementos %	
10	38	Resto (56)	38,8	2,15	2,02	0,98	0,07	-
	39	Resto (55,9)	37,3	3,5	2,05	1,18	0,07	-
	40	Resto (47,5)	40,0	9,4	2	1	0,06	-
	41	Resto (44,8)	38,9	13,4	1,91	0,98	0,05	-
	42	Resto (48,6)	39,0	9,09	1,80	1,04	0,05	0,50 Nb
15	43	48,9	38,9	Resto (8,7)	1,73	0,87	0,003	-
	44	48,5	40	Resto (8,5)	2	1	0,01	-
	45	Resto (51,5)	45	--	1	0,5	0,05	2,00 Nb
	46	47,5	39	Resto (10)	1,75	1	0,08	0,5 Nb
	47	Resto (53,7)	38,1	12,7	0,25	0,88	0,09	1,83 Nb
20								

342040



SEP 1977

TABLA VI

Aleación nº	Condiciones	C.R.T. kg/mm ² .	Límite aparente de elasticidad kg/mm ² .	Alargamiento %	Area reducida %
5	38 T.C. + T.T.	187,8	177,6	6	26
	39 T.C. + T.T. + Envejecimiento a 650º C.	200,2	196,6	6	24
10	T.C. + T.T.	192,4	180,4	5	18
	40 T.C. + T.T. + Envejecimiento a 650º C.	203,8	195,4	6	24
15	T.C. + T.T.	193,6	182,2	4	16
	41 T.C. + T.T. + Envejecimiento a 650º C.	190,4	186,1	6	22
20	T.C. + T.T.	187,9	174,4	5	16
	42 T.C. + T.T. + Envejecimiento a 650º C.	190,9	183,7	5	28
25	T.C. + T.T.	182,2	170,3	6	22
	43 T.C. + T.T. + Envejecimiento a 650º C.	186,8	184,0	7	22
30	T.C.	162,0	146,5	6	13
	44 T.C.	171,1	154,4	7	19
35	T.C. + Envejecimiento a 705º C.	168,5	161,7	5	27
	45 T.C.	160,3	145,9	10	32
40	T.C. + Envejecimiento a 705º C.	162,2	150,1	3	11
	46 T.C.	163,5	149,4	7	20
45	T.C. + Envejecimiento a 650º C.	177,4	171,5	4	12
	47 T.C.	138,8	125,5	10	20
50	T.C. + Envejecimiento a 650º C.	167,0	148,8	4	6

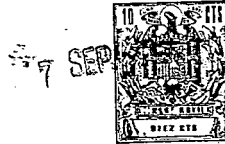
342040

342040

TABLA VI

5	Aleación nº	Condiciones	C.R.T. Kg/mm ² .	Lí- de kg/
	38	T.C. + T.T.	187,8	
		T.C. + T.T. + Envejecimiento a 650º C.	200,2	
10	39	T.C. + T.T.	192,4	
		T.C. + T.T. + Envejecimiento a 650º C.	203,8	
	40	T.C. + T.T.	193,6	
		T.C. + T.T. + Envejecimiento a 650º C.	190,4	
	41	T.C. + T.T.	187,9	
15		T.C. + T.T. + Envejecimiento a 650º C.	190,9	
	42	T.C. + T.T.	182,2	
		T.C. + T.T. + Envejecimiento a 650º C.	186,8	
	43	T.C.	162,0	
	44	T.C.	171,1	
20		T.C. + Envejecimiento a 705º C.	168,5	
	45	T.C.	160,3	
		T.C. + Envejecimiento a 705º C.	162,2	
	46	T.C.	163,5	
		T.C. + Envejecimiento a 650º C.	177,4	
25	47	T.C.	138,8	
		T.C. + Envejecimiento a 650º C.	167,0	

342040



C.R.T. Kg/mm2.	Limite aparente de elasticidad kg/mm2.	Alargamiento %	Area reducida %
187,8	177,6	6	26
200,2	196,6	6	24
192,4	180,4	5	18
203,8	195,4	6	24
193,6	182,2	4	16
190,4	186,1	6	22
187,9	174,4	5	16
190,9	183,7	5	28
182,2	170,3	6	22
186,8	184,0	7	22
162,0	146,5	6	13
171,1	154,4	7	19
168,5	161,7	5	27
160,3	145,9	10	32
162,2	150,1	3	11
163,5	149,4	7	20
177,4	171,5	4	12
138,8	125,5	10	20
167,0	148,8	4	6

342040



15

5 Los resultados muestran que la resistencias a la tracción de las aleaciones trabajadas en caliente y en tibio son mayores que las de las aleaciones que solamente fueron trabajadas en caliente y son generalmente de al menos 175 kg/mm². Usualmente, son mejoradas adicionalmente por envejecimiento. Sin embargo, se obtienen propiedades más isotropas a expensas de algo de la resistencia mecánica omitiendo la etapa de trabajo en tibio. Las aleaciones tenían un módulo elástico desusadamente alto de

10 aproximadamente $22,5 \times 10^3$ kg/mm² a la temperatura ambiente.

15 La importancia de utilizar la composición correcta para obtener una microestructura de dos fases y superplasticidad, está mostrada en la tabla VII, que representa las composiciones de 8 aleaciones que están fuera del invento y los resultados de ensayos de tracción a alta temperatura sobre las mismas. Todas las aleaciones fueron trabajadas en caliente desde 1205° hasta 980°C o más, La aleación B fué después estirada hasta la rotura

20 a 995°C con una velocidad inicial de deformación de 0,04 cm/cm minuto, y las otras a 980°C a una velocidad inicial de deformación de 0,16 cm/cm minuto.

342040



TABLA VII

Aleación	Ni %	Cr %	Fe %	Ti %	Al %	C %	Alargamiento %
A	Resto (49,9)	49,5	--	0,60	--	0,05	100
B	Resto (60,0)	40,0	--	--	--	--	20
C	45,0	50,0	Resto (4,4)	0,60	--	0,05	120
D	31,4	29	Resto (39)	0,6	--	0,05	100
E	32	29	Resto (38,9)	--	0,05	0,06	64
F ^x	Resto (59,5)	34,1	--	0,86	1,03	0,007	80
G	24,5	23	Resto (50)	2,5	0,05	0,026	116
H	15,4	41,0	Resto (42,9)	0,64	--	0,05	--

5

10

342040

342040

TABLA VII

Aleación	Ni %	Cr %	Fe %	Ti %
A	Resto (49,9)	49,5	—	0,60
B	Resto (60,0)	40,0	—	—
C	45,0	50,0	Resto (4,4)	0,60
D	31,4	29	Resto (39)	0,6
E	32	29	Resto (38,9)	—
F ^x	Resto (59,5)	34,1	—	0,86
G	24,5	23	Resto (50)	2,5
H	15,4	41,0	Resto (42,9)	0,64

5

10

342040



TABLA VII

Fe g	Ti %	Al %	C %	Alargamiento %
--	0,60	--	0,05	100
--	--	--	--	20
(4,4)	0,60	--	0,05	120
(39)	0,6	--	0,05	100
(38,9)	--	0,05	0,06	64
--	0,86	1,03	0,007	80
(50)	2,5	0,05	0,026	116
(42,9)	0,64	--	0,05	--

342040



(x) Contenia 4 % de Mo y 0,56% de Ta.

Los resultados muestran que todas las aleaciones A a G se rompieron con alargamientos bien por debajo de 150% y no eran superplásticos; y la aleación H contenía una gran proporción de fase sigma y era tan dura y quebradiza que no podía ser mecanizada para formar una pieza de ensayo.

Dicho de manera general, las aleaciones que tienen la microestructura gamma-alfa ultrafina, tienen una alta resistencia a la corrosión incluyendo resistencia a la picadura o corrosión localizada, y resistencia a la corrosión en el interior de las fisuras en ambientes marinos y con otras soluciones acuosas diluidas de halogenuros, y a la corrosión general en agua de alta pureza. Por ejemplo, ensayos con una aleación que contenía 46,5% de níquel, 39% de cromo, 2 % de titanio, 1% de aluminio, 1,5% de cobre y el resto hierro en una solución acuosa que contenía 10% de cloruro férrico, indicaron que la resistencia a la picadura o corrosión localizada y a la corrosión en el interior de las fisuras en agua salada y en otras soluciones diluidas es sustancialmente superior a la de los aceros inoxidable de níquel y cromo austeníticos. En un ensayo de corrosión bajo esfuerzos o corrosión por estado latente de esfuerzos una probeta doblada en forma de doble U de la aleación número 37 no se fisuró durante una inmersión de 8 semanas en agua de alta pureza a 315°C en un autoclave.

Las aleaciones números 1, 3, 9, 10 y 12 tenían una resistencia particularmente alta a la corrosión por compuestos de azufre y plomo a temperaturas elevadas. Por

342040

28.8.67



5 inmersión en una mezcla fundida de sulfato de plomo, óxi-
do de plomo y cloruro de plomo a 925°C, las probetas de
estas aleaciones que tenían una microestructura ultrafi-
na gamma-alfa tuvieron solo aproximadamente la mitad del
porcentaje de pérdida en peso experimentado por probetas
de cada una de las otras dos aleaciones, una de las cua-
les era la aleación D y la segunda era una aleación bina-
ria que contenía 40% de cromo y el resto níquel, compo-
sición que no está de acuerdo con el invento. La más alta
10 resistencia a la corrosión en dichos medios durante exten-
sos periodos de tiempo está mostrada por aleaciones que
no tienen más de 20% de hierro. La importancia de una es-
tructura de grano ultra fina para contribuir a una buena
resistencia a la corrosión está mostrada por el hecho de
15 que al recocer una aleación de acuerdo con el invento con
dicha estructura, para hacer más gruesos a los granos y
disolver mucha cantidad de la fase alfa, la pérdida en pe-
so en un tiempo dado, en el baño de compuestos de plomo
fundido, aumentó en un factor de 1,6.

20 Las aleaciones de grano ultrafino del invento
pueden ser laminadas en caliente con cargas de laminación
relativamente bajas, similares a las requeridas para la-
minar en caliente muchas aleaciones de níquel y cromo que
tienen contenidos de cromo mucho más bajos y alcanzan re-
25 sistencias mucho más bajas a la temperatura ambiente. Así,
la aleación 37 puede ser laminada con bajas cargas de la-
minación que son similares a las requeridas para una alea-
ción que contiene 76% de níquel, 15,8% de cromo, 0,04% de
carbono, y el resto hierro, y mucho menores que las reque-
30 ridas para una aleación que contiene 18,9% de cromo, 11,3%

342040



de cobalto, 10% de molibdeno, 3,1% de titanio, 1,5% de aluminio, 1,7% de hierro, 0,1% de carbono, 0,007% de boro y el resto níquel. Se requieren más altas cargas de laminación para laminar en caliente aleaciones cuyo grano ha sido hecho más grueso por recocido que para laminar en caliente aleaciones de grano ultrafino del invento con la misma composición.

Las aleaciones también pueden ser soldadas fácilmente por técnicas normales utilizando alambres de aportación de igualación.

El alto grado de plasticidad en caliente de las aleaciones de grano ultrafino del invento en el margen de temperaturas de 815-1095°C, que las posibilita ser alargadas por tracción al menos en 150%, las hace aptas para ser configuradas fácilmente para formar artículos y piezas a estas temperaturas, por ejemplo comprimiéndolas o empujándolas contra un troquel de configuración o embutición. La fuerza de deformación puede ser aplicada mediante presión de fluido. Así, un cuerpo hueco calentado de la aleación puede ser expandido o deformado dentro de un troquel hueco por presión de fluido aplicada a una superficie interna del cuerpo hueco. Similarmente, se puede configurar una placa o chapa plana de la aleación para formar un artículo acopado, abollonado o ranurado, por un procedimiento en el cual una porción calentada de la placa o chapa es combada y expandida por presión de gas en un lado para comprimir al lado opuesto a contacto con un troquel configurador de cara abierta.

Las aleaciones pueden ser utilizadas también para producir artículos y productos de aleaciones de ní-

342040



5 1. - Un procedimiento para producir una micro-
estructura ultrafina en una aleación de níquel-cromo
que tiene (a excepción de las impurezas) la siguiente
composición: níquel más cobalto, al menos 19%, pero sin
10 que el cobalto exceda de 10%; cromo, una cantidad tal
que al menos 2% de cromo no esté disuelto en la matriz
a 980°C, pero sin que exceda de 55% ni del porcentaje
determinado por la relación $\% Cr = 68,9 - 0,435 (\% Ni)$;
hierro, 0 a 55 %; titanio 0 a 2,5 %; magnesio, 0 a 0,1%;
15 circonio, 0 a 0,1 %; calcio 0 a 0,05 %, boro, 0 a 0,015%;
con o sin no más del 7 % en total de los siguientes ele-
mentos: carbono, 0 a 0,1 %; molibdeno 0 a 3%; tungsteno,
0 a 1,5 %; $\% Mo + 1/2 (\% W)$, 0 a 3 %; aluminio, 0 a 1,5%,
pero sin que $\% Al + \% Ti$ exceda de 3,5 %; niobio, 0 a
20 2,5%; tantalio, 0 a 4 %; $\% Nb + 1/2 (\% Ta)$, 0 a 2,5%;
cobre, 0 a 3 %; berilio, 0 a 1%; silicio, 0 a 0,5%; man-
ganeso, 0 a 0,5%; y vanadio, 0, a 0,2%, que comprende
tratar la aleación para formar una solución gamma sólida
que contiene alfa-cromo precipitable; deformar plásti-
camente la aleación que tiene esencialmente esta estruc-
tura dentro de la región de temperaturas de dos fases; y
calentar la aleación dentro de la región de temperaturas
de dos fases durante o después de la deformación para pro-
vocar la recristalización de la aleación con la precipita-
25 ción de la fase alfa.

2. - Un procedimiento según la reivindicación 1,
en el que la solución gamma sólida que contiene alfa-cro-
mo precipitable se forma calentando la aleación para di-
solver al menos parte de la fase alfa.

30 3. - Un procedimiento según la reivindicación 1,

342040



en el que se disuelve sustancialmente toda la fase alfa al calentarse la solución.

5. 4.- Un procedimiento según la reivindicación 3, en el que después del calentamiento en solución la aleación es enfriada con bastante rapidez para retener la fase alfa disuelta en solución trabajada en frío y recalentada para provocar la recristalización y la precipitación de la fase alfa.

10 5.- Un procedimiento según la reivindicación 4, en el que el trabajo en frío efectúa una reducción de al menos un 30% en la superficie de la sección transversal.

15 6.- Un procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que después del calentamiento en solución la aleación es deformada plásticamente mientras se enfría hasta o a través de una temperatura a la que precipita la fase alfa y se produce la recristalización.

20 7.- Un procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones precedentes aplicado a una aleación que tiene, aparte de las impurezas la siguiente composición: níquel + cobalto: al menos 19%, pero no pasando de 10% el contenido de cobalto; cromo: al menos 24,5%, en una cantidad tal que al menos 2% de cromo no está disuelto en la matriz a 980°C, pero que ni pasa de 55% ni pasa del
25 porcentaje determinado por la relación $\% Cr = 68,9 - 0,435 (\% Ni)$, y dada, para contenidos de níquel hasta de 53,5%, por la relación: $\% Cr \geq 0,253 (\% Ni) + 22,9 - 1,5\%$ ($\% Ti$ no carburado - 0,36) y, para contenidos de níquel superiores a 53,5%, por la relación : $\% Cr \geq 0,550 (\% Ni) + 7,0 - 1,5$ ($\% Ti$ no carburado - 0,36), al menos uno de los
30

342040



elementos: titanio, hasta 2,5%, magnesio hasta 0,1%, zirconio hasta 0,1%; calcio hasta 0,05%; boro hasta 0,015%, con o sin no más de 7% en total de los siguientes elementos: carbono 0, a 0,1%; molibdeno 0 a 3%; wolframio 0 a 1,5%; % Mo + $\frac{1}{2}$ (% W), 0 a 3 %; aluminio 0 a 1,5%, pero no pasando de 3,5% la suma % Al + % Ti; niobio 0 a 2,5%; tántalo 0 a 4%; % de Nb + $\frac{1}{2}$ (% Ta), 0 a 2,5%; cobre 0 a 3%; berilio 0 a 1%; silicio 0 a 0,5%; manganeso 0 a 0,5%, vanadio 0 a 0,2%; siendo el resto hierro, en una cantidad que no pasa de 55 %.

8.-Un procedimiento según la reivindicación 7, en el que la aleación contiene de 0,1 a 2,5% de titanio.

9.- Un procedimiento según la reivindicación 8, en el que la aleación contiene al menos 0,36% de titanio no carburado y contiene níquel y cromo en cantidades que corresponden a un punto dentro del área ABCEFGA de la figura del dibujo anejo.

10.- Un procedimiento según la reivindicación 9, en el que los contenidos de níquel y cromo de la aleación corresponden a un punto dentro del área ABCDHA de la figura del dibujo anejo.

11.- Un procedimiento según la reivindicación 8, en el que la aleación contiene de 1 a 2% de titanio, 0,5 a 1,5% de aluminio, siendo de 2,5 a 3,5 % la suma de los contenidos de aluminio y titanio, y no más de 30% de hierro.

12.- Un procedimiento según la reivindicación 8, en el que la aleación que contiene de 34 a 43% de cromo, 7 a 34% de hierro, 0,55 a 2,5% de titanio, incluyendo al menos 0,36% de titanio no carburado, 0 a 0,08% de carbono

342040



M 6

no y 0, a 1,4% de aluminio, siendo de al menos 1,5: 1 la proporción de titanio a aluminio:

5 13.- Un procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que el tamaño medio de los granos de la fase alfa en la aleación resultante no excede de 3 micras.

10 14.- Un procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que se produce un artículo o parte del mismo a partir de la aleación resultante por deformación plástica de la misma en el margen de temperatura de 815 a 1.095°C.

15 15.- Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 14 en el que la deformación sirve para alargar por tracción a la aleación al menos en un 150%.

16.- Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 14 en el que la deformación comprende comprimir la aleación contra un troquel de configuración.

20 17.-Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 16, en el que la fuerza de deformación es aplicada por presión de fluido.

25 18.- Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 14, en el que, antes de la deformación plástica, la aleación está en la forma de un cuerpo hueco, y la deformación se efectúa por aplicación de presión de fluido a una superficie interna del cuerpo hueco.

30 19.-Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 14, en el que la deformación comprende comprimir a la aleación a contacto con una superficie de otra aleación para formar un revestimiento o chapeado sobre la misma.

342040



20.- Un procedimiento para producir una micro-
estructura ultrafina de una aleación de níquel-cromo.

Tal y como se ha descrito en la Memoria que an-
tecede, representado en los dibujos que se acompañan y
con los fines que se han especificado.

5

Esta Memoria consta de treinta y ocho hojas es-
critas a máquina por una sola cara.

Madrid,

17 6 MAY. 1968

P. A.

Alberto de Elzaburu
Alberto de Elzaburu
P. A.

342040

13.5.68

JMS/.

e 38 -

342040

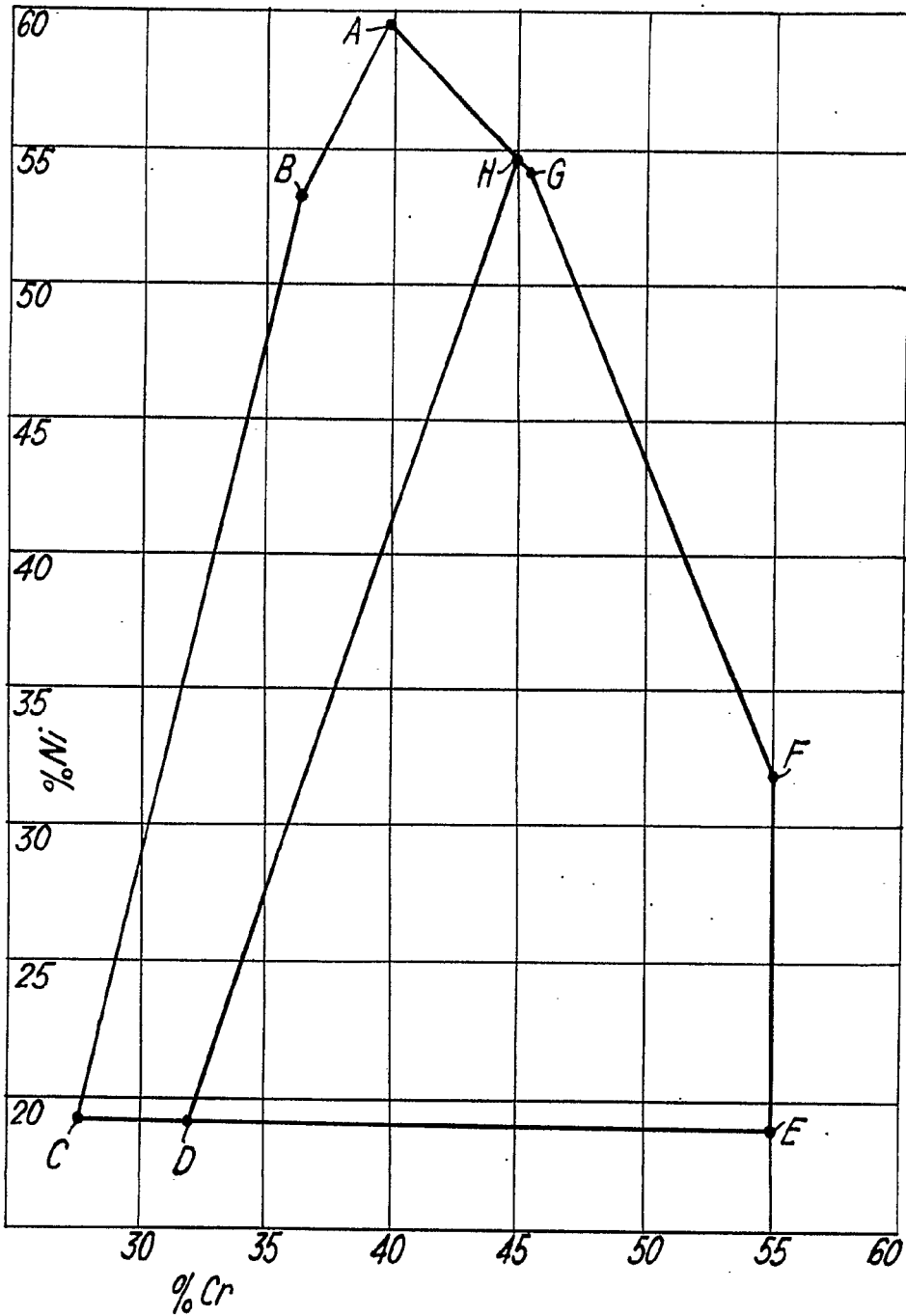


Fig. 1.

Alberto de Elzaburu
Peru