

2 SEP 1967



P - 35.499

"Grain-refining Duplex
Alloys"

Memoria descriptiva

342038

para solicitar PATENTE DE INVENCION por 20 años

a nombre de INTERNATIONAL NICKEL LIMITED

entidad / de nacionalidad británica.

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

por: "UN PROCEDIMIENTO PARA AFINAR EL TAMAÑO DE GRANO DE
UNA ALEACION" (Clase Internacional C22c)

28-8-67

- 1 -

BAD ORIGINAL



Existen un cierto número de aleaciones de composición tal que a las temperaturas ordinarias la aleación consiste en dos fases, una de las cuales se disuelve total- o parcialmente en la otra al calentar hasta una temperatura suficientemente alta, y precipita de nuevo al enfriar a partir de esta temperatura.

El invento está basado en el descubrimiento de que si dicha aleación es deformada plásticamente, y se hace que tenga lugar la precipitación de la fase soluble con la recristalización de la aleación, se produce una estructura de grano notablemente fina, que da como resultado el que las aleaciones adquieran una notable combinación de propiedades, incluyendo alta plasticidad a temperaturas elevadas.

Tal como es bien conocido, la temperatura, a la cual o por encima de la cual, recristaliza una aleación plásticamente deformada, depende de su composición y en cierta extensión también del grado de deformación plástica. La temperatura mas baja a la que comienza la recristalización es conocida comunmente como la temperatura de recristalización, y para ser susceptible de ser afinada por el procedimiento del invento, una aleación debe ser tal que su temperatura de recristalización se encuentre dentro del margen de temperaturas en que existen dos fases.

Las dos fases de la región o margen de dos fases de la aleación pueden ser por ejemplo una fase cúbica centrada en las caras y una fase cúbica centrada en el cuerpo, por ejemplo como en una aleación a base de hierro con bajo contenido de carbono, en que la fase cúbica cen

342038



trada en el cuerpo es ferrita y la fase cúbica centrada en las caras es austenita. Dichas aleaciones incluyen los aceros inoxidables con níquel y cromo de bajo contenido de carbono, que tienen contenidos de níquel relativamente bajos y contenidos de cromo relativamente altos, que son ferríticos a altas temperaturas y que, después de ser mantenidos dentro de la región o margen de dos fases durante un periodo de tiempo adecuado, desarrollan una microestructura que consiste en un precipitado de austenita en una matriz de ferrita, que es estable al enfriar hasta que se alcanza la temperatura Ms (de transformación en martensita). La temperatura Ms de dichos aceros inoxidables y de aleaciones similares se encuentra normalmente por debajo de 0°C, de manera que para los fines prácticos esta estructura de dos fases, una vez formada o desarrollada, persiste a menos que la aleación sea calentada hasta una temperatura a la que la solución sólida comienza a formarse de nuevo. Sin embargo, si el acero es enfriado por debajo de la temperatura Ms, la austenita es transformada en martensita.

Otros ejemplos son las aleaciones de contenido relativamente alto de cromo del sistema de hierro, níquel y cromo, que a la temperatura ambiente comprenden una fase gamma que consiste en una solución sólida de níquel y cromo del sistema cúbico centrado en las caras y una fase alfa que consiste en una solución sólida rica en cromo del sistema cúbico centrado en el cuerpo, que contiene níquel, con o sin hierro, disolviéndose la fase alfa total o parcialmente en la fase gamma al calentar hasta una temperatura suficientemente alta y volviendo a precipitar al

342038



enfriar.

Otros ejemplos de las aleaciones de dos fases que satisfacen las condiciones antes indicadas son bien conocidos para los técnicos metalúrgicos.

5 Dicho de manera general, el procedimiento del invento comprende deformar plásticamente, dentro del margen de temperaturas en que existen dos fases, a la aleación que tiene al menos parte de la fase más soluble disuelta en la otra, y calentarla dentro del margen de temperaturas
10 en que existen dos fases, durante o después de la deformación para realizar la recristalización de la aleación con precipitación de la fase soluble. Se ha encontrado que la recristalización del material deformado plásticamente asegura la formación de granos finos mientras que
15 la precipitación de la fase soluble bloquea el crecimiento de granos a la temperatura de precipitación, contribuyendo ambas conjuntamente a la producción y mantenimiento de estructuras dobles o "duplex" finas.

20 La aleación es preferiblemente calentada en solución durante un periodo de tiempo suficientemente largo para disolver toda la fase más soluble, que se disolverá a la temperatura de solución utilizada. Cualesquiera partículas de la fase soluble que permanezcan sin disolverse tenderán a resultar alargadas durante la deformación de
25 la aleación, especialmente por trabajo en caliente o en tibio, para formar vetas o fibras, cuya presencia puede dar lugar a propiedades anisótropas en el producto forjado. Si es posible, por lo tanto, para obtener un producto con una estructura de grano fino equiaxial, se deberá seleccionar la temperatura de solución, teniendo en cuenta
30

342038



la composición de la aleación, de tal manera que se disuelva toda la fase soluble de la aleación. La extensión del afinado producido depende, entre otros factores, del grado de deformación plástica. Será suficiente una reducción de área tan pequeña como 20%, pero convenientemente se reduce el área de la sección transversal de la aleación al menos en 50%. También es conveniente realizar al menos parte de la deformación por trabajo en frío.

5

El procedimiento se puede realizar de diversas maneras, cuya conveniencia relativa dependerá de la velocidad a la que tiene lugar la precipitación de la fase soluble al enfriar desde la temperatura de la solución.

10

Cuando esta precipitación tiene lugar rápidamente, de manera que una gran parte de la fase soluble se separa durante el enfriamiento normal, por ejemplo tal como en el

15

caso de las aleaciones de alto contenido de cromo del sistema de hierro, cromo y níquel, puede ser suficiente trabajar de manera continua a la aleación según ésta se enfría hasta o más allá de la temperatura de la región o

20

margen de dos fases, a la que tiene lugar la precipitación y recristalización. De esta manera, la aleación se deforma y recristaliza de manera continua durante la precipitación, y, con tal que el trabajo sea suficientemente intenso, resultará una microestructura duplex de grano

25

extremadamente fino.

Sin embargo, si la precipitación tiene lugar solo de manera lenta, puede aparecer poca o ninguna precipitación durante el tiempo requerido para trabajar a la aleación hasta la temperatura de recristalización o por debajo de ella. Este es el caso por ejemplo, de los ace-

30

342038



ros inoxidables con níquel y cromo, y entonces se debe
completar el procedimiento calentando la aleación duran-
te un periodo más largo a una temperatura dentro del mar-
gen o región de dos fases por encima de la temperatura
de recristalización, si es necesario después de recalenta-
tar para elevar la temperatura después de completarse el
trabajo. Convenientemente, la aleación es sometida a de-
formación plástica adicional trabajándola en frío antes
de volver a calentar o trabajándola en tibio después de
haber sido recalentada hasta más allá de la temperatura
de recristalización, o ambas cosas a la vez.

Otra forma de realizar el procedimiento consiste en
enfriar a la aleación desde la temperatura de calentamien-
to en solución con suficiente rapidez para retener en so-
lución a la fase disuelta, trabajarla en frío, y después
recalentarla hasta una temperatura suficientemente alta
para que tengan lugar la recristalización y precipitación
de la fase soluble.

En cualquier caso, la duración del calentamiento
por encima de la temperatura de recristalización debe ser
suficiente para realizar la precipitación de la totalidad
o de la mayor parte de la fase disuelta.

Cualquiera que sea la forma en que se realice el
procedimiento, se debe tener cuidado de permitir que la
precipitación de la fase soluble se verifique solo en un
material que haya sido deformado plásticamente en el mar-
gen o región de dos fases después del calentamiento en so-
lución. Si tiene lugar la precipitación en un material
que no ha sido deformado previamente en la región o mar-
gen de dos fases, la precipitación tendrá lugar sin re-

342038



cristalización y resultará una microestructura relativamente gruesa.

Por medio del procedimiento del invento es posible aumentar grandemente la plasticidad en caliente y la aptitud para ser trabajadas en caliente de un amplio margen de aleaciones, e incluso producir en ellas una microestructura duplex ultrafina en la que el tamaño de granos es solo de unas pocas micras y que es tal que las aleaciones exhiben el fenómeno conocido como superplasticidad. Este puede ser definido como la aptitud de un material para experimentar un grado extremadamente alto de alargamiento cuando es deformado por tracción, y se ha observado que las piezas de ensayo de aleaciones en el estado superplástico, cuando son sometidas a esfuerzos de tracción a una velocidad de deformación controlada a altas temperaturas, exhiben alargamientos de 2, 3, o incluso 10 veces su longitud original antes del fallo o rotura.

El presente procedimiento es especialmente útil para tratar aceros inoxidables con níquel y cromo, y aleaciones de níquel y cromo de alto contenido en cromo, que tienen combinaciones de propiedades particularmente ventajosas cuando tienen una estructura de dos fases de tamaño de grano ultrar fino, y que constituyen el objeto de las solicitudes números 342.039 y 342.040.

Los aceros a los que concierne la solicitud número 342.039 contienen de 18 a 35% de cromo, de 2 a 12% de níquel, no más de 0,08% de carbono, de 0 a 1,5% de titanio, de 0, a 1% de manganeso, de 0 a 1% de silicio, de 0 a 3% de molibdeno, de 0 a 2% de cobalto, y de 0 a 2,5%

342038



de cobre, siendo todo el resto sustancialmente hierro, con la condición de que si el contenido de cobre es de 2% o más, el contenido de manganeso no pasa de 0,3% y el contenido de silicio no pasa de 0,4%, y que se satisfagan las siguientes relaciones.

$$\% \text{ Ti} \geq 4 (\% \text{ C} - 0,03)$$

$$1,17 (\% \text{ Ni}) + 13,3 \leq \% \text{ Cr} + \% \text{ Mo} \leq 3,5 (\% \text{ Ni}) + 11$$

La totalidad o parte del titanio de estos aceros puede ser reemplazada por hasta 1% de vanadio, con la condición de que

$$1,5 \geq \% \text{ Ti} + \% \text{ V} \geq 4 (\% \text{ C} - 0,03)$$

Los aceros preferidos que tienen composiciones dentro de este margen contienen al menos 23% de cromo, por ejemplo de 24 a 28% de cromo, y al menos 5,2% de níquel, por ejemplo de 5,2 a 8% de níquel.

Mediante el presente invento es posible producir en estos aceros una microestructura de dos fases que comprende austenita o martensita en una matriz de ferrita en que el recorrido libre medio transversal entre las partículas de austenita o martensita es tan corto que el acero es superplástico, de manera que cuando éste es deformado a una temperatura dentro del margen de 870 a 980°C a una velocidad de 0,16 a 0,26 cm/cm inicial/minuto, tiene un alargamiento por tracción de al menos 150%. Para este fin el recorrido libre medio transversal, es decir la distancia entre las partículas de austenita, no deberá ser mayor de 8 micras y preferiblemente no es mayor de 6 o incluso de 3 micras. Los aceros de esta composición que contienen al menos 23% de cromo y al menos 4,5% de níquel exhiben, cuando tienen una microestructura de dos fases

342038



2.59

ultrafina, una combinación de propiedades única en su género incluyendo plasticidad en caliente, alta resistencia mecánica, ductilidad, tenacidad y resistencia a la fatiga y a la corrosión a la temperatura ambiente, y buena aptitud para ser trabajados en frío y en caliente.

5

Las aleaciones de níquel y cromo de la solicitud número 342.040 que también pueden ser tratadas convenientemente por el presente procedimiento, tienen las siguientes composiciones: níquel + cobalto: al menos 19%, pero no pasando de 10% el cobalto; cromo: una cantidad tal que al menos 2% del cromo no está disuelto en la matriz a 980°C, pero no pasa de 55% ni pasa 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%; zirconio 0 a 0,1%; calcio 0 a 0,05%; boro 0 a 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 de % Al + % Ti; niobio 0 a 2,5%; tantalio 0 a 4%; % 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%.

10

15

20

En estas aleaciones, la estructura afinada de grano consiste esencialmente en granos finos de fase gamma del sistema de hierro, cromo y níquel que tienen pequeñas partículas de fase alfa dispersadas entre los granulos, adyacentes a los mismos, siendo la fase gamma una solución sólida de níquel y cromo de estructura cúbica centrada en las caras, con o sin hierro, y siendo la fase alfa una solución sólida rica en cromo de estructura

25

30

342038



cúbica centrada en el cuerpo que contiene níquel, con o sin hierro. Dichas aleaciones exhiben también propiedades superplásticas si la proporción de fase alfa en la microestructura es al menos de 2% y convenientemente es al menos de 5% o mejor de 10%. El tamaño medio de los granos gamma deberá ser también lo más pequeño posible, y en cualquier caso deberá ser menor de 12 micras y no deberá pasar de 10 micras, siendo convenientemente no mayor de 3 micras. El tamaño medio de la sección transversal de las partículas de la fase alfa tampoco deberá ser mayor de 10 micras, y preferiblemente no es mayor de 5 micras o incluso de 3 micras, aunque puede estar presente, sin efecto desfavorable, una pequeña proporción de partículas mayores de fase alfa. Una microestructura de dos fases que consiste esencialmente en fases gamma y alfa de tal finura es citada en lo que sigue como una microestructura gamma-alfa ultrafina. En algunas aleaciones que contienen aluminio y titanio, la fase gamma, en una microestructura esencialmente gamma-alfa, puede contener a la temperatura ambiente una fase principal gamma Ni₃(Ti.Al) precipitada en los granos gamma, pero esta fase está casi disuelta, o disuelta enteramente, cuando la aleación es calentada hasta 980°C. Otras fases que también pueden estar presentes en pequeñas cantidades a la temperatura ambiente o a temperaturas elevadas incluyen fases carburadas y también fases eta, de Laves y de carbonitruro. La cantidad total de todas estas fases distintas de la fase gamma y de la fase alfa no debe pasar de 2%.

Las aleaciones preferidas de esta clase contienen al menos 0,36% de titanio no carburado y contienen níquel

342038



y cromo en cantidades que corresponden a un punto en la zona ABCDEFGA de la única figura del dibujo anejo. Dichas aleaciones, en que los contenidos de níquel y cromo están restringidos más aún para corresponderse a un punto de la zona ABCDEIA de esta figura, pueden ser calentadas para disolver toda la fase alfa, y por lo tanto son particularmente satisfactorias, ya que pueden ser afinadas mediante el procedimiento para tener estructuras sustancialmente equiaxiales. En las aleaciones que tienen contenidos de cromo situados a la derecha de la línea DH, alguna cantidad de fase alfa permanece sin disolver después de calentar.

Se darán ahora algunos ejemplos de la aplicación del procedimiento.

Ejemplo I. - Un acero fundido en vacío, que contenía 0,02% de carbono, 25% de cromo, 6% de níquel, 0,6% de titanio y el resto hierro e impurezas, fué colado a la forma de lingotes que fueron calentados a 1205°C y fueron transformados por forjado desde esta temperatura y después por laminación en caliente en la región o margen de dos fases, desde una temperatura de partida de 925°C. La estructura producida consiste en una dispersión extremadamente fina de partículas de austenita en una matriz de ferrita, siendo de 38 micras el recorrido libre medio de los granos de ferrita (es decir la separación entre las partículas de austenita).

Un segundo lingote del mismo acero fué tratado similarmente excepto que fué trabajado en frío después de forjar y antes de volver a calentar para laminar en caliente. Tanto las partículas de austenita como los gra-

342038



nos de ferrita son mucho más pequeños, siendo de 2,4 micras el tamaño medio de los granos de ferrita, demostrando de esta manera el efecto afinador adicional del trabajo en frío.

5 Una nueva muestra o probeta de este acero después de ser trabajada en caliente desde 1205°C y después recocida durante 20 minutos a 925°C, exhibió un alargamiento superplástico a 925°C superior a 300% con una velocidad de deformación de 0,16 cm/cm/minuto, y todavía otra muestra
10 tra o probeta, que fué trabajada en frío para reducir su sección en 64% entre el trabajo en caliente y el recocido, tenía un alargamiento superplástico de 600%. Dichos alargamientos están asociados con las estructuras de grano ultrafinas producidas de acuerdo con el invento.

15 Ejemplo II.— Un acero que contenía 0,043% de carbono, 0,34% de manganeso, 0,47% de silicio, 7,0% de níquel, 25,5% de cromo y 0,16% de titanio, siendo el resto hierro, fué colado a la forma de un lingote que fué normalizado a 1205°C y laminado en caliente a la forma de una
20 placa de 25 mm de espesor, que fué recalentada hasta 925°C, laminada en caliente hasta un espesor de 16 mm, y recocida durante una hora a 925°C. La normalización inicial fué suficiente para disolver solo parte de la austenita. La estructura final consiste en una mezcla de partículas alargadas de austenita no disuelta y partes aisladas de austenita reprecipitada en una matriz de ferrita de grano fino.

25 Un acero de composición similar, que contenía 0,022% de carbono, 0,33% de manganeso, 0,58% de silicio, 6,1% de níquel, 26,9% de cromo y 0,24% de titanio, siendo el resto
30



5 hierro, fué normalizado a 1260°C y fué reducido a una banda de 8,2 mm de espesor por forjado y laminación en caliente, con recocidos intermedios a 925°C. La más alta temperatura de normalización fué suficiente para disolver toda la austenita, que fué reprecipitada durante los subsiguientes tratamientos de laminación en caliente y de recocido, para dar la estructura mucho más fina y más próxima a la estructura equiaxial. Esta estructura está sustancialmente exenta de partículas de austenita alargadas.

10 Ejemplo III. - Una aleación de níquel y cromo, que contenía 45,1% de níquel, 38,3% de cromo, 2% de titanio, 1% de aluminio, 0,06% de carbono, y el resto hierro, que había sido calentada en solución a 1205°C para disolver la mayor cantidad posible de la fase alfa, fué templada o enfriada rápidamente en agua, fué reducida en 30% de su tamaño por laminación en frío, fué calentada a 540°C durante 16 horas para recristalizarla y precipitar la fase alfa, y finalmente fué calentada durante una hora a 980°C.

15 En la microestructura resultante, las partículas muy pequeñas de color casi blanco son partículas ultrafinas de fase alfa y el material de color desde muy oscuro hasta negro es de fase alfa que es demasiado fina para ser resuelta a 1000 aumentos. Los granos de fase gamma se encuentran en las zonas de color gris entre la fase alfa y son de tamaño medio menor de aproximadamente 3 micras. Las zonas del tipo de parches, relativamente grandes, que constituyen aproximadamente 7,4% en volumen de la microestructura, son fase alfa (con fase gamma en su interior) que no fué disuelta por el calentamiento en solu-

20 342038



ción. Cuando fué alargada a 0,16 cm por cm de longitud calibrada inicial y por minuto a 980°C, la aleación se deformó o alargó 800% sin rotura, y por lo tanto era superplástica.

- 5 Ejemplo IV.— Una aleación de níquel y cromo, que contenía 50% de níquel, 39% de cromo, 8% de hierro, 2% de titanio, 1% de aluminio y 0,06% de carbono, fué calentada en solución a 1205°C y fué trabajada en caliente desde esta temperatura mientras se enfriaba hasta por debajo de
- 10 980°C, es decir en la región de dos fases, siendo reducida en más de 75% el área de la sección transversal. El microscopio electrónico revela la fase alfa ultrafina en la forma de partículas sólidas de color gris-negro, adyacentes a los límites de los granos gamma de matiz más claro.
- 15 El tamaño medio de granos de fase gamma era en un caso menor de 1 micra y en otro caso era de 1 a 2 micras.

342038

342038

La presente solicitud que corresponde a la presentada en Estados Unidos de América, con fecha 21 de Junio de 1966, bajo el Número 559.185, 30 de Junio de 1966 Número 563.630, y 15 de Mayo de 1967, Número 638.519, se acoge a los beneficios del artículo 51 del vigente Estatuto sobre Propiedad Industrial.

N O T A

Los puntos de invención propia y nueva que se presentan para que sean objeto de la presente solicitud de Patente de Invención en España, por VEINTE años son los siguientes:

1.- Un procedimiento para afinar el tamaño de grano de una aleación de composición tal que a temperaturas ordinarias consiste en dos fases, una de las cuales se disuelve total- o parcialmente en la otra al calentar hasta una temperatura suficientemente alta y precipita al enfriar, que comprende las operaciones de deformar plásticamente, dentro del margen de temperaturas en que existen dos fases, a la aleación que tiene al menos parte de la fase mas soluble disuelta en la otra, y calentarla dentro del margen de temperaturas en que existen dos fases durante la deformacion, o después de la misma, para realizar la recristalización de la aleación con precipitación de la fase soluble.

2.- Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 1, aplicado a una aleación en que está disuelta to

da la fase soluble.

3.- Un procedimiento de acuerdo con las reivindicaciones 1 o 2, en que la deformación plástica sirve para reducir al menos en un 50% el área de la sección transversal de la aleación.

4.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las precedentes reivindicaciones, en que la aleación es deformada plásticamente trabajándola en frío.

5.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en que la aleación es trabajada de manera continua según se enfría hasta o más allá de una temperatura, que se encuentra en la región de dos fases, a la cual tienen lugar la precipitación y la recristalización.

6.- Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 5, en que la aleación es recalentada subsiguientemente hasta una temperatura a la que tienen lugar la recristalización y la precipitación de la fase soluble, con o sin ulterior trabajo a esta temperatura.

7.- Un procedimiento de acuerdo con la reivindicación 6, en que la aleación es trabajada en frío antes de recalentar, para realizar la recristalización y la precipitación de la fase soluble.

8.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en que la aleación es enfriada con suficiente rapidez para mantener en solución a la fase disuelta, es trabajada en frío, y es recalentada hasta una temperatura suficientemente alta para que tengan lugar la recristalización y la precipitación de la fase soluble.

5 9.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las precedentes reivindicaciones, aplicado a una aleación en que una de las dos fases es del sistema cúbico centrado en el cuerpo y la otra es del sistema cúbico centrado en las caras.

10 10.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, aplicado a una aleación a base de hierro con bajo contenido de carbono, en la cual la fase cúbica centrada en el cuerpo es ferrita y la fase cúbica centrada en las caras es austenita.

15 11.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, aplicado a un acero de níquel y cromo que tiene la siguiente composición: de 13 a 35% de cromo, de 2 a 12% de níquel, no más de 0,03% de carbono, de 0 a 1,5% de titanio, 0 a 1% de manganeso, 0 a 1% de silicio, 0 a 3% de molibdeno, 0 a 2% de cobalto y 0 a 2,5% de cobre, siendo todo el resto sustancialmente hierro, con la condición de que si el contenido de cobre es de 2% o más, el contenido de manganeso no pase de 0,3% y el contenido de silicio no pase de 0,4% y que se satisfagan las siguientes relaciones:

20

$$\% \text{Ti} \geq 4 \times (\% \text{C} - 0,03)$$
$$1,17(\% \text{Ni}) + 13,3 \leq \% \text{Cr} + \% \text{Mo} \leq 3,5 (\% \text{Ni}) + 11$$

25 12.- Un procedimiento de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, aplicado a un acero que tiene la composición indicada en la reivindicación 11, en que la totalidad o parte del titanio ha sido reemplazado por hasta 1% de vanadio, con la condición de que

$$1,5 \geq \% \text{Ti} + \% \text{V} \geq 4 (\% \text{C} - 0,03)$$



13.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, aplicado a una aleación de cromo y níquel en que la fase cúbica centrada en el cuerpo es una solución sólida alfa rica en cromo, y la fase cúbica centrada en las caras es una solución sólida gamma de níquel y cromo.

14.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, aplicado a una aleación que tiene la siguiente composición: níquel + cobalto: al menos 19%, pero no pasando el cobalto de 10%; cromo: una cantidad tal que al menos 2% de cromo no está disuelto en la matriz a 980°C, pero no pasa de 55% ni pasa 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%; circonio 0 a 0,1%; calcio 0 a 0,05%; boro 0 a 0,015% con o sin una cantidad no mayor 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 de % Al + Ti; niobio 0 a 2,5%; tántalo 0 a 4%; % 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%.

15.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, aplicado a una aleación de la composición indicada en la reivindicación 14, en que el contenido de titanio no carburado es al menos de 0,36%, y los contenidos de níquel y cromo están relacionados entre ellos de manera que corresponden a un punto que se encuentra dentro de la zona AECSTFGA de la figura del dibujo anejo.

342038



5 16.- Un procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, aplicado a una cualquiera de las aleaciones de la composición indicada en la reivindicación 15, en que los contenidos de níquel y cromo estén relacionados entre ellos de manera que corresponden a un punto dentro de la zona ABCDHA de la figura del dibujo anejo.

10 17.- Un procedimiento para afinar el tamaño de grano de una aleación.

Tal y como se ha descrito en la Memoria que antecede, representado en los dibujos que se acompañan y para los fines especificados.

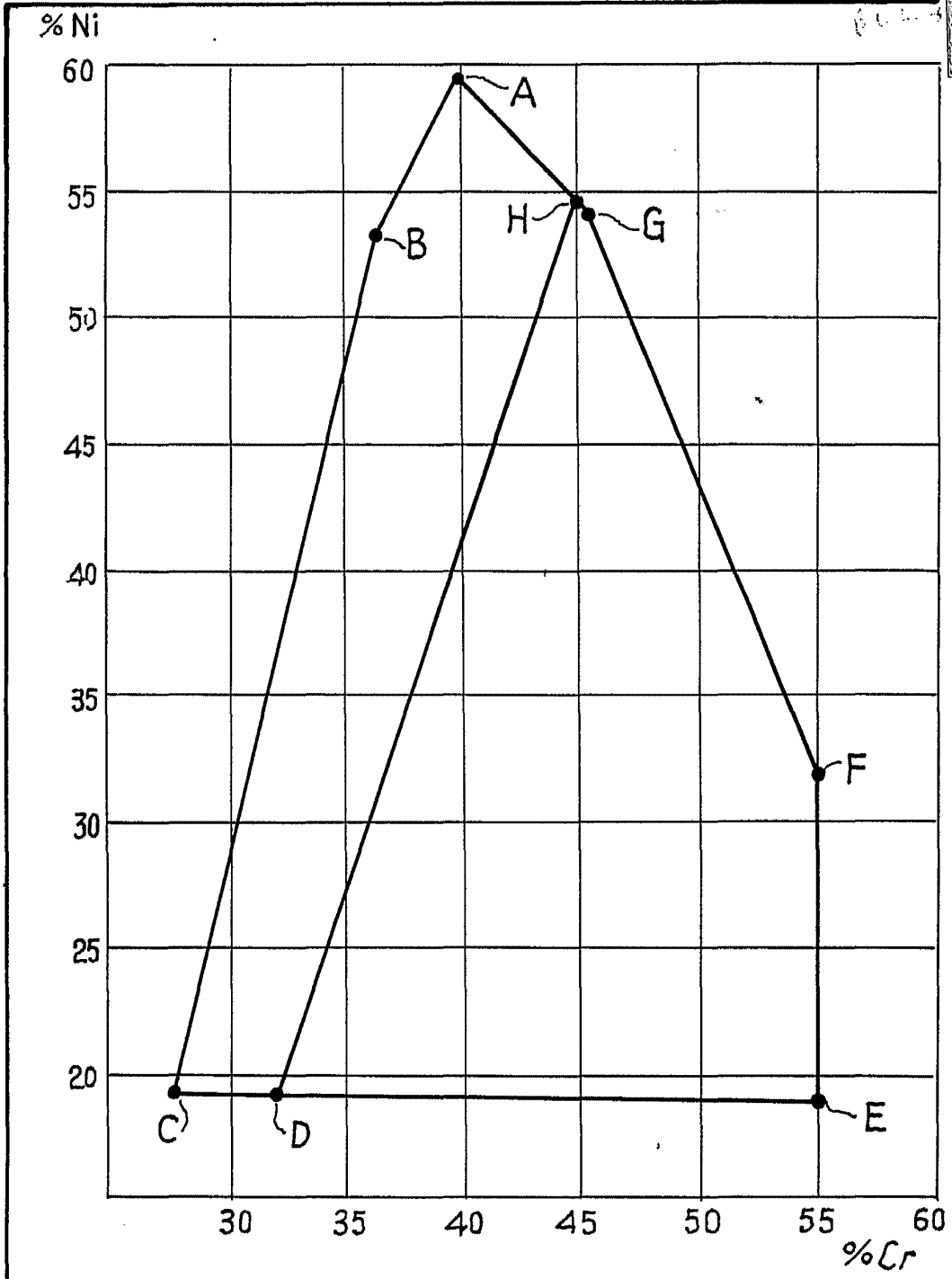
Esta Memoria consta de diecinueve hojas escritas a máquina por una sola de sus caras.

Madrid, 16 MAY. 1968

P. A.

Alberto de Elzaburu
Fue [illegible]

342038



342038

ESCALA VARIABLE

Allegro de Elizabeth
[Signature]