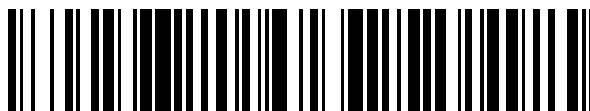


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 592 714**

51 Int. Cl.:

**C21D 6/02** (2006.01)  
**C22C 38/02** (2006.01)  
**C22C 38/04** (2006.01)  
**C21D 6/00** (2006.01)  
**C22C 38/06** (2006.01)  
**C22C 38/44** (2006.01)  
**C22C 38/46** (2006.01)  
**C22C 38/52** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **10.02.2004** **E 04450025 (4)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **03.08.2016** **EP 1445339**

54 Título: **Aleación y artículo con alta resistencia al calor y alta estabilidad térmica**

30 Prioridad:

**10.02.2003 AT 1962003**

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

**01.12.2016**

73 Titular/es:

**BÖHLER EDELSTAHL GMBH (100.0%)  
MARIAZELLERSTRASSE 25  
A-8605 KAPFENBERG, AT**

72 Inventor/es:

**CALISKANOGLU, DEVRIM, DIPL.-ING. DR;  
FISHER, KAY, M.ENG. y  
EBNER, REINHOLD, UNIV. PROF. DIPL.-ING. DR.**

74 Agente/Representante:

**SANZ-BERMELL MARTÍNEZ, Alejandro**

**ES 2 592 714 T3**

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

**DESCRIPCIÓN**

Aleación y artículo con alta resistencia al calor y alta estabilidad térmica.

5 La invención se refiere a una aleación para la fabricación de objetos con una elevada resistencia a las altas temperaturas y tenacidad.

En especial, la invención se refiere a un objeto de acero para trabajos a altas temperaturas de una elevada dureza, alta termorresistencia y alta estabilidad térmica.

10

En general, los aceros para trabajos a altas temperaturas se pueden definir como aleaciones a base de hierro bonificables térmicamente, cuyas aumentadas propiedades mecánicas tras el tratamiento térmico, en especial su alta resistencia y dureza, se mantienen en temperaturas de hasta 500 °C y más.

15

En concordancia con los crecientes requisitos del desarrollo técnico, existe la demanda general en materiales resistentes a las altas temperaturas de seguir aumentando su calidad y, en particular, incrementar su resistencia a las altas temperaturas con una elevada estabilidad térmica, así como aumentar su tenacidad.

20

Los aceros habituales para el trabajo a altas temperaturas suelen ser aleaciones a base de hierro con un contenido en carbono (C) de entre el 0,3 y el 0,4 % en peso, cuya dureza se aumenta con un temple por enfriamiento brusco mediante la formación de martensita en la estructura y un revenido según los requisitos. La adición de elementos de aleación, en general en porcentaje en peso, de

silicio (Si)		hasta	1,5
chromo (Cr)	entre	2,5	y 5,5
molibdeno (Mo)		hasta	3,0
vanadio (V)		hasta	1,0

25

al material a base de hierro y el uso de un procedimiento de tratamiento térmico especialmente configurado permiten fabricar a partir de este un objeto que posee altos valores en cuanto a las propiedades mecánicas deseadas a una temperatura de aplicación de hasta unos 500 °C. Mediante la adición por aleación de hasta el 9% en peso tungsteno (W) y de hasta el 3,0% en peso de cobalto (Co), se puede aumentar algo la temperatura de aplicación.

30

Esencialmente, la dureza a altas temperaturas se produce en dicho tipo de aceros mediante un mecanismo de precipitación, que el experto denomina aumento de la dureza secundaria, en el que se forman los más finos carburos de cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio en la red de martensita, *lo que se divulga, por ejemplo, los documentos JP 07228945A y US-A-3453151.*

35

Otro incremento de naturaleza distinta para el temple por enfriamiento brusco de la resistencia de un material se puede lograr mediante un temple por precipitación. El requisito previo para un temple por precipitación es que la solubilidad de un aditivo de aleación o de elementos de aleación se reduzca con la temperatura en el metal de base.

En el temple por precipitación, el material aleado se somete en primer lugar a un tratamiento de recocido por disolución con un enfriamiento reforzado realizado a continuación, con el que el aditivo de aleación o una fase se disuelve total o parcialmente y se mantiene en una solución sobresaturada. Un calentamiento realizado a continuación a una temperatura por debajo de la temperatura de recocido por disolución produce una disociación de la parte sobresaturada del/de los elemento(s) o fase(s), lo que causa una modificación de las propiedades del material, por regla general un incremento de la dureza del mismo.

Los materiales a base de hierro que se pueden someter a un temple por precipitación poseen por lo general los siguientes contenidos de aleación en porcentaje en peso:

10

carbono (C)	hasta	0,05
manganeso (Mn)	hasta	2,0
cromo (Cr)	hasta	16,0
molibdeno (Mo)	hasta	6,0
níquel (Ni)	hasta	26,0
vanadio (V)	hasta	0,4
cobalto (Co)	hasta	10,0
titanio (Ti)	hasta	3,0
aluminio (Al)	hasta	0,3

Tanto las aleaciones a base de hierro con una formación de martensita en un temple por enfriamiento brusco, como también aquellas que con la precipitación de elementos y fases experimentan un cambio en sus propiedades mecánicas, tienen en común la desventaja de que en la respectiva zona de la composición de la aleación y/o mediante una tecnología de tratamiento térmico únicamente se mejoran respectivamente propiedades sueltas, como por ejemplo la dureza y estabilidad o la resistencia a la temperatura, pero esto conlleva una caída de los valores de otras propiedades, como por ejemplo la tenacidad del material, la estabilidad térmica y demás.

15

El objetivo de la invención es indicar una aleación que permita mejorar en conjunto el perfil de propiedades de un objeto fabricado con ella. Según esto, el cometido de la invención es crear un objeto de acero para el trabajo a altas temperaturas que presente simultáneamente una alta dureza y una elevada tenacidad, una gran resistencia a las altas temperaturas y una elevada estabilidad térmica.

20

El objetivo de la invención mencionada antes se consigue con una aleación compuesta por los siguientes elementos en porcentaje en peso:

25

carbono (C)	entre	0,15	y	0,44
silicio (Si)	entre	0,04	y	0,3
manganeso (Mn)	entre	0,06	y	0,4
cromo (Cr)	entre	1,2	y	5,0
molibdeno (Mo)	entre	0,8	y	6,5
níquel (Ni)	entre	3,4	y	9,8
vanadio (V)	entre	0,2	y	0,8
cobalto (Co)	entre	0,1	y	9,8
aluminio (Al)	entre	1,4	y	3,0

## ES 2 592 714 T3

cobre (Cu)	menos de	1,3
niobio (Nb)	menos de	0,35
hierro (Fe)	resto	

así como impurezas inherentes a la fabricación.

5 Las ventajas resultantes de la invención se centran básicamente en que, gracias a las medidas técnicas de aleación, se ha creado un material en el que el temple por disociación se puede superponer al temple por enfriamiento brusco o el temple martensítico. Aquí, las actividades de los elementos de la aleación están seleccionados de forma ventajosa frente al carbono y aquellas relacionadas con la formación de enlaces o de fases, de tal manera que incluso a temperaturas comparativamente bajas de austenización se producen simultáneamente durante la bonificación un temple mediante las precipitaciones secundarias más finas de 10 carburos, en particular de carburos de cromo, molibdeno y vanadio, y un temple mediante la precipitación de fases intermetálicas, en particular de  $Al Fe_2Ni$ , logrando una elevada dureza a altas temperaturas junto con una elevada tenacidad del material.

15 Según la invención, también es posible realizar mejor el temple completo de piezas grandes, porque se ha configurado desde el punto de vista técnico de aleación el correspondiente comportamiento de transformación del material. Asimismo, se han mejorado considerablemente la resistencia al revenido y, con ello, la estabilidad térmica del material bonificado, junto con una elevada dureza.

20 En una aleación a base de hierro según la invención, está previsto un contenido de carbono de al menos el 0,15% en peso, a fin de que haya bastante cantidad de carburo precipitable para un deseado aumento de la dureza secundaria. Las concentraciones de carbono superiores al 0,44% en peso, con los elementos previstos que forman carburos, pueden formar carburos primarios interferentes que reducen la tenacidad, de modo que el contenido de carbono debe estar entre el 0,15 y el 0,44% en peso.

25 El contenido de silicio debe ser, debido a una composición ventajosa del producto de desoxidación, de al menos el 0,04% en peso, pero por otro lado no debe ser superior al 0,3% en peso porque los valores superiores de silicio influyen negativamente en la tenacidad del material.

30 Está previsto según la invención que la concentración de manganeso en el acero sea de entre el 0,06 y el 0,4% en peso. Los contenidos inferiores pueden producir una tendencia a la rotura en una conformación en caliente y los contenidos superiores, desventajas en cuanto a la templabilidad del material.

35 Los contenidos de cromo, molibdeno y vanadio son importantes para una deseada formación de dureza secundaria del material durante el bonificado y deben contemplarse conjuntamente. Los contenidos de cromo inferiores al 1,2% en peso afectan negativamente a la templabilidad completa del material, mientras que los superiores al 5,0% en peso merman la estabilidad térmica del mismo porque con ello se refrena la actividad del molibdeno.

40 En concentraciones de molibdeno inferiores al 0,8% en peso, se disuelve demasiado poca cantidad de este elemento a lo largo del tratamiento térmico, lo que conlleva valores de dureza secundaria bajos. Una cantidad

superior al 6,5% en peso de molibdeno en el acero puede producir demasiado contenido de carburos, lo que puede afectar negativamente a la tenacidad del material y puede suponer desventajas económicas.

5 El potente formador de carburos vanadio está previsto según la invención con un contenido mínimo del 0,2% en peso, a fin de garantizar un temple secundario suficiente y estable del acero. Los contenidos de vanadio superiores al 0,8% en peso, sobre todo con contenidos de carbono en la zona superior del rango de concentración previsto, pueden producir una precipitación de carburos primarios, con lo que las propiedades de tenacidad del material empeoran repentinamente.

10 El efecto del niobio, aunque es similar al del vanadio, se caracteriza sin embargo por una formación de carburos muy estables, de modo que el contenido de niobio debería estar ventajosamente por debajo del 0,35% en peso.

15 Para asegurarse del aumento deseado de la dureza secundaria durante un revenido de la estructura martensítica de la aleación según la invención, esta presenta por lo tanto en una concentración de carbono de entre el 0,15 y el 0,44% en peso, contenidos en porcentaje en peso de cromo de entre 1,2 y 5,0, de entre 0,8 y 6,5 de molibdeno y de entre 0,2 y 0,8 de vanadio.

20 La concentración de níquel del acero y su contenido de aluminio deben considerarse con vistas a la cinética de precipitación de la fase del tipo Al Fe<sub>2</sub>Ni para el incremento de la dureza en una tecnología de tratamiento térmico prevista. En contenidos de níquel inferiores al 3,4% en peso y con una concentración de aluminio inferior al 1,4% en peso, se refrena el temple por precipitación, por lo que el incremento de dureza aditivo es bajo en el material durante el revenido.

25 Los contenidos de níquel superiores al 9,8% en peso desplazan la transformación  $\gamma/\alpha$  a temperaturas más bajas, lo que puede comportar problemas en el tratamiento de recocido blando del acero, una alta dureza de tratamiento y perturbaciones en la cinética de precipitación.

30 Los contenidos de aluminio superiores al 3,0% en peso fomentan de forma desventajosa una elevada zona de ferrita DELTA ( $\delta$ ) en el comportamiento de transformación, una formación de nitruros y disminuyen la tenacidad del material de la aleación.

35 Por lo tanto, según la invención el contenido en níquel y el contenido en aluminio del acero en porcentaje en peso está en una gama de entre 3,4 y 9,8 de níquel y entre 1,4 y 3,0 de aluminio.

El cobre puede formar fases intermetálicas indeseadas y su concentración en el acero debe ser inferior al 1,3% en peso.

40 Para mejorar más el perfil de propiedades de la aleación según la invención, puede estar previsto que esta presente uno o varios de los elementos siguientes en las concentraciones en porcentaje en peso indicadas:

carbono (C)	entre	0,25	y	0,4,	preferentemente	entre	0,31	y	0,36
silicio (Si)	entre	0,1	y	0,25	preferentemente	entre	0,15	y	0,19
manganeso (Mn)	entre	0,15	y	0,3	preferentemente	entre	0,2	y	0,29

## ES 2 592 714 T3

chromo (Cr)	entre	1,9	y	2,9	preferentemente	entre	2,2	y	2,8
molibdeno (Mo)	entre	1,2	y	2,9	preferentemente	entre	2,1	y	2,9
níquel (Ni)	entre	5,0	y	7,6	preferentemente	entre	5,6	y	7,1
vanadio (V)	entre	0,24	y	0,6	preferentemente	entre	0,25	y	0,4
cobalto (Co)	entre	1,4	y	7,9	preferentemente	entre	1,6	y	2,9
aluminio (Al)	entre	1,6	y	2,9	preferentemente	entre	2,1	y	2,8

Gracias a estos márgenes más estrechos del contenido de elementos en el compuesto químico del acero, se puede mejorar adicionalmente las propiedades de los objetos fabricados con él.

5

Es especialmente importante para que los valores mecánicos del acero sean elevados en conjunto, pero en particular también para conseguir propiedades de tenacidad elevadas del material, que la proporción de aditivos sea limitada.

10

En una configuración ventajosa de la invención, está prevista una aleación que contiene uno o varios de los elementos impuros con las siguientes concentraciones MÁXIMAS en porcentaje en peso:

fósforo (P)	0,02,	preferentemente	0,005
azufre (S)	0,008,	preferentemente	0,003
cobre (Cu)	0,15,	preferentemente	0,06
titanio (Ti)	0,01,	preferentemente	0,005
niobio (Nb)	0,001,	preferentemente	0,0005
nitrógeno (N)	0,025	preferentemente	0,015
oxígeno (O)	0,009,	preferentemente	0,002
calcio (Ca)	0,003,	preferentemente	0,001
magnesio (Mg)	0,003,	preferentemente	0,001
estaño (Sn)	0,01,	preferentemente	0,005
tantalio (Ta)	0,001,	preferentemente	0,0005

15

Para conseguir una templabilidad por precipitación de la aleación especialmente pronunciada, superpuesta al temple secundario mediante carburos, puede ser ventajoso que el valor del contenido de níquel partido por el contenido de aluminio equivalga respectivamente en porcentaje en peso a entre 1,8 y 4,2, preferentemente a entre 2,1 y 3,9. Con esto se evita un exceso de uno de los elementos que forman la precipitación.

20

El cometido de la invención se resuelve según un perfil de propiedades mejorado en un objeto de acero para trabajos a altas temperaturas cuando un material de partida fabricado según un procedimiento de fusión metalúrgica o un método pulvimetalúrgico *con una composición química previamente indicada* se moldea mediante conformación en caliente y mecanizado, cuyo objeto conformado presenta tras un tratamiento térmico endurecedor carburos precipitados secundarios, así como precipitaciones intermetálicas.

25

La dureza total del material se consigue ventajosamente mediante una superposición del aumento de la dureza secundaria mediante precipitaciones de carburos y el temple por precipitación. Con ello se pueden obtener

elevados valores de dureza del material, a pesar de que la tecnología de bonificado está orientada a conseguir una alta tenacidad del material y, en comparación con un acero para trabajos a altas temperaturas según el estado de la técnica, se usan temperaturas de templado más bajas. Esta temperatura de austenización más baja también puede tener considerables ventajas en cuanto a una reducida deformación en el tratamiento de bonificado de piezas con formas complicadas.

Sin embargo, si las temperaturas de temple se ajustan a un nivel alto, se consiguen valores extremadamente elevados de dureza del objeto de acero, junto con las buenas tenacidades habituales del material.

Cuando en la estructura del objeto de acero para trabajos a altas temperaturas se da una relación de precipitaciones intermetálicas partido por carburos secundarios precipitados respectivamente en porcentaje en volumen inferior a 3,0, preferentemente de 1,0 y menor, pero superior a 0,38, la tenacidad es especialmente elevada con altos valores de dureza y la estabilidad térmica se desplaza en torno a hasta 50 °C y más a temperaturas más elevadas.

Un objeto de acero para trabajos a altas temperaturas según la invención, que presenta carburos mixtos precipitados de forma secundaria de cromo, molibdeno y vanadio y esencialmente fases intermetálicas del tipo Al Fe<sub>2</sub>Ni en la estructura, tiene un perfil de propiedades especialmente preferente y se puede fabricar de forma rentable en instalaciones de temple convencionales a temperaturas comparativamente bajas.

Se puede conseguir una estabilidad térmica pronunciada del objeto cuando la aleación presenta una relación de cromo + molibdeno + vanadio partido por carbono, respectivamente en porcentaje en peso, superior a 12, pero inferior a 19.

La invención se detalla a modo de ejemplo con mayor detalle sobre la base de varios resultados de análisis y representaciones.

De una aleación según la invención A, de un acero convencional para trabajos a altas temperaturas B y de un acero templado por precipitación C (acero martensítico), se realizaron muestras, se bonificaron térmicamente y se analizaron sus propiedades de material. Las aleaciones presentan las composiciones químicas indicadas en la tabla 1:

Tabla 1

Elemento	Aleación A	Aleación B	Aleación C
C	0.32	0.36	0.13
Si	0.18	0.40	<0.05
Mn	0.25	0.33	<0.02
Ct	2.45	4.79	0.11
Mo	2.43	2.78	5.26
Ni	6.46	0.18	18.01
V	0.28	0.62	0.02
Co	1.97	<0.05	8.71

Al	2.46	0.016	0.13
Cu	0.06	0.07	0.06
Nb	<0.005	<0.005	<0.005
Fe	resto	resto	resto
P	0.008	0.015	<0.005
S	0.001	0.001	0.009
Ti	<0.005	<0.005	0.79
N	0.0048	0.0068	0.0017
O	0.0022	0.0023	0.0007
Ca			
Mg			
Sn	<0.005	<0.005	0.009
Ta			

5 En las muestras de material, se realizó en primer lugar una medición de la dilatación térmica  $\alpha$  [ $10^{-6}/K$ ] en función de la temperatura, con una dureza inicial del material de entre 50 y 52 HRC. Los valores de la tabla 2 muestran que, en comparación con un acero convencional para trabajos a altas temperaturas B, la aleación según la invención presenta una dilatación menor, lo que también apunta a una mejor estabilidad dimensional durante un tratamiento térmico.

Tabla 2

Temperatura [°C]	A	B	C
100	10,8	11,2	9
200	11,2	11,61	9,5
300	11,7	12	9,95
400	12,2	12,5	10,44
500	12,7	12,9	10,9

10

15 Tras un temple a respectivamente 55 HRC aproximadamente de las muestras de la aleación según la invención A y del acero convencional para trabajos a altas temperaturas B, se determinó el perfil de dureza de los materiales en función a la temperatura. Aquí es de fundamental relevancia que para alcanzar esta dureza la aleación según la invención A necesitó una temperatura de austenización de 990 °C, mientras que para el acero convencional para trabajos a altas temperaturas B se precisó una de 1050 °C. Como puede verse en la tabla 3A y en la tabla 3B, la dureza de la muestra compuesta según la invención A aumentó en función de la temperatura en un rango de entre 500 y 600 °C a valores en torno a 60 HRC, mientras que, en cambio, en el acero convencional para trabajos a altas temperaturas B se obtuvo un valor de dureza máximo de 56 HRC a 500 °C.

20



Tabla 3A

<b>A</b>	<b>Temperatura</b>	<b>Dureza en HRC</b>
	25	54
	100	54
	200	50
	300	51
	400	54
	500	60
	530	60
	560	60
	590	59
	620	55
	650	49
	680	43

Tabla 3B

<b>B</b>	<b>Temperatura</b>	<b>Dureza en HRC</b>
	25	55
	300	52
	400	53
	500	54
	530	53
	560	52
	590	50
	620	47
	650	43

5

En la fig. 1, en representación gráfica, se muestra comparativamente el respectivo perfil de dureza en función de la temperatura del material según la invención A y de la aleación de acero para trabajos a altas temperaturas B según el estado de la técnica. Partiendo de la misma dureza, que no obstante se alcanza, dado el caso, con una ventajosa temperatura de austenización menor, se produce en la aleación según la invención A mediante un mecanismo de precipitación superpuesto, en el que se forman precipitaciones de Al Fe<sub>2</sub>Ni en la forma más fina en la estructura, un incremento considerablemente mayor de la dureza a temperaturas elevadas del objeto, que se mantiene también a temperaturas más altas.

15 Sobre la base de una indicación de dureza según Vickers, se efectuó un análisis del comportamiento de ablandamiento del material en función al tiempo a una temperatura de 650 °C.

## ES 2 592 714 T3

Se realizó una determinación de la dureza en el cuerpo de muestra a la temperatura de ensayo según el método de dureza de rebote (dureza Shore), para cuyos valores de rebote hasta ahora únicamente se cuenta con una conversión a valores de dureza Vickers.

- 5 Partiendo de aproximadamente la misma dureza a temperatura ambiente, en concreto de entre 50 y 52 HRC, que se consiguió en las aleaciones A, B y C con una composición según la tabla 1 mediante distintos métodos térmicos de bonificación (indicados en el anexo de análisis, resultados, hoja 1), se llevó a cabo un ensayo de dureza a lo largo del tiempo a 650 °C.
- 10 En comparación con el acero convencional para trabajos a altas temperaturas B y un acero martensítico C, la aleación según la invención A presentó, en la misma dureza de partida a 650 °C, durante un periodo de 1000 minutos, la mayor dureza de material. Pasado este periodo, el acero martensítico C poseía una mayor dureza junto con una alta estabilidad térmica, mientras que el acero para trabajos a altas temperaturas según la invención A perdió aproximadamente un 10% de su dureza hasta aproximadamente los 2000 minutos. La estabilidad térmica
- 15 del acero convencional para trabajos a altas temperaturas B fue baja; la diferencia de dureza en comparación con la aleación según la invención A aumentó constantemente hasta los 1000 minutos.

**REIVINDICACIONES**

1. Aleación para la fabricación de objetos con una elevada resistencia a las altas temperaturas y tenacidad, compuesta de lo siguiente en porcentaje en peso:

5

carbono (C)	entre	0,15	Y	0,44
silicio (Si)	entre	0,04	Y	0,3
manganeso (Mn)	entre	0,06	Y	0,4
cromo (Cr)	entre	1,2	Y	5,0
molibdeno (Mo)	entre	0,8	Y	6,5
níquel (Ni)	entre	3,4	Y	9,8
vanadio (V)	entre	0,2	Y	0,8
cobalto (Co)	entre	0,1	Y	9,8
aluminio (Al)	entre	1,4	Y	3,0
cobre (Cu)			menos de	1,3
niobio (Nb)			menos de	0,35
hierro (Fe)	resto			

así como impurezas inherentes a la fabricación.

2. Aleación según la reivindicación 1, que contiene uno o varios de los elementos siguientes en las concentraciones en porcentaje en peso indicadas:

10

carbono (C)	entre	0,25	y	0,4
silicio (Si)	entre	0,1	y	0,25
manganeso (Mn)	entre	0,15	y	0,3
cromo (Cr)	entre	1,9	y	2,9
molibdeno (Mo)	entre	1,2	y	2,9
níquel (Ni)	entre	5,0	y	7,6
vanadio (V)	entre	0,24	y	0,6
cobalto (Co)	entre	1,4	y	7,9
aluminio (Al)	entre	1,6	y	2,9

3. Aleación según la reivindicación 1, que contiene uno o varios de los elementos siguientes en las concentraciones en porcentaje en peso indicadas:

15

carbono (C)	entre	0,31	y	0,36
silicio (Si)	entre	0,15	y	0,19
manganeso (Mn)	entre	0,2	y	0,29
cromo (Cr)	entre	2,2	y	2,8
molibdeno (Mo)	entre	2,1	y	2,9
níquel (Ni)	entre	5,6	y	7,1
vanadio (V)	entre	0,25	y	0,4
cobalto (Co)	entre	1,6	y	2,9

# ES 2 592 714 T3

aluminio (Al) entre 2,1 y 2,8

4. Aleación según una de las reivindicaciones 1 a 3, que contiene uno o varios de los elementos impuros con las siguientes concentraciones MÁXIMAS en porcentaje en peso:

fósforo (P)	0,02
azufre (S)	0,008
cobre (Cu)	0,15
titanio (Ti)	0,01
niobio (Nb)	0,001
nitrógeno (N)	0,025
oxígeno (O)	0,009
calcio (Ca)	0,003
magnesio (Mg)	0,003
estaño (Sn)	0,01
tantalio (Ta)	0,001

- 5 5. Aleación según una de las reivindicaciones 1 a 3, que contiene uno o varios de los elementos impuros con las siguientes concentraciones MÁXIMAS en porcentaje en peso:

fósforo (P)	0,005
azufre (S)	0,003
cobre (Cu)	0,06
titanio (Ti)	0,005
niobio (Nb)	0,0005
nitrógeno (N)	0,015
oxígeno (O)	0,002
calcio (Ca)	0,001
magnesio (Mg)	0,001
estaño (Sn)	0,005
tantalio (Ta)	0,0005

6. Aleación según una de las reivindicaciones 1 a 5, en la que el valor del contenido de níquel partido por el contenido de aluminio equivale, respectivamente en porcentaje en peso, a entre 1,8 y 4,2:

10

$$\frac{\text{Ni}}{\text{Al}} = \text{entre } 1,8 \text{ y } 4,2$$

7. Aleación según una de las reivindicaciones 1 a 5, en la que el valor del contenido de níquel partido por el contenido de aluminio equivale, respectivamente en porcentaje en peso, a entre 2,1 y 3,9:

15

$$\frac{\text{Ni}}{\text{Al}} = \text{entre } 2,1 \text{ y } 3,9$$

8. Aleación según una de las reivindicaciones 1 a 7, en la que en su composición química presenta una relación de cromo + molibdeno + vanadio partido por carbono, respectivamente en porcentaje en peso, superior a 12, pero inferior a 19:

$$12 < \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{\text{C}} < 19$$

5

9. Objeto de acero para trabajos a altas temperaturas de elevada dureza, alta termorresistencia y alta estabilidad térmica, en el que un material de partida fabricado según un procedimiento de fusión metalúrgica o un método pulvimetalúrgico, con una composición química especificada en las reivindicaciones precedentes, se moldea mediante conformación en caliente y mecanizado, cuyo objeto conformado presenta tras un tratamiento térmico endurecedor carburos secundarios precipitados, así como precipitaciones intermetálicas.
10. Objeto de acero para trabajos a altas temperaturas según la reivindicación 9, que presenta en la estructura una relación de precipitaciones intermetálicas partido por carburos secundarios precipitados, respectivamente en porcentaje en volumen, menor a 3,0.
11. Objeto de acero para trabajos a altas temperaturas según la reivindicación 9, que presenta en la estructura una relación de precipitaciones intermetálicas partido por carburos secundarios precipitados, respectivamente en porcentaje en volumen, de 1,0 y menor, pero superior a 0,38.
12. Objeto de acero para trabajos a altas temperaturas según una de las reivindicaciones 9 a 11, que presenta carburos mixtos precipitados de forma secundaria de cromo, molibdeno y vanadio y fases intermetálicas del tipo Al Fe<sub>2</sub>Ni en la estructura.

25

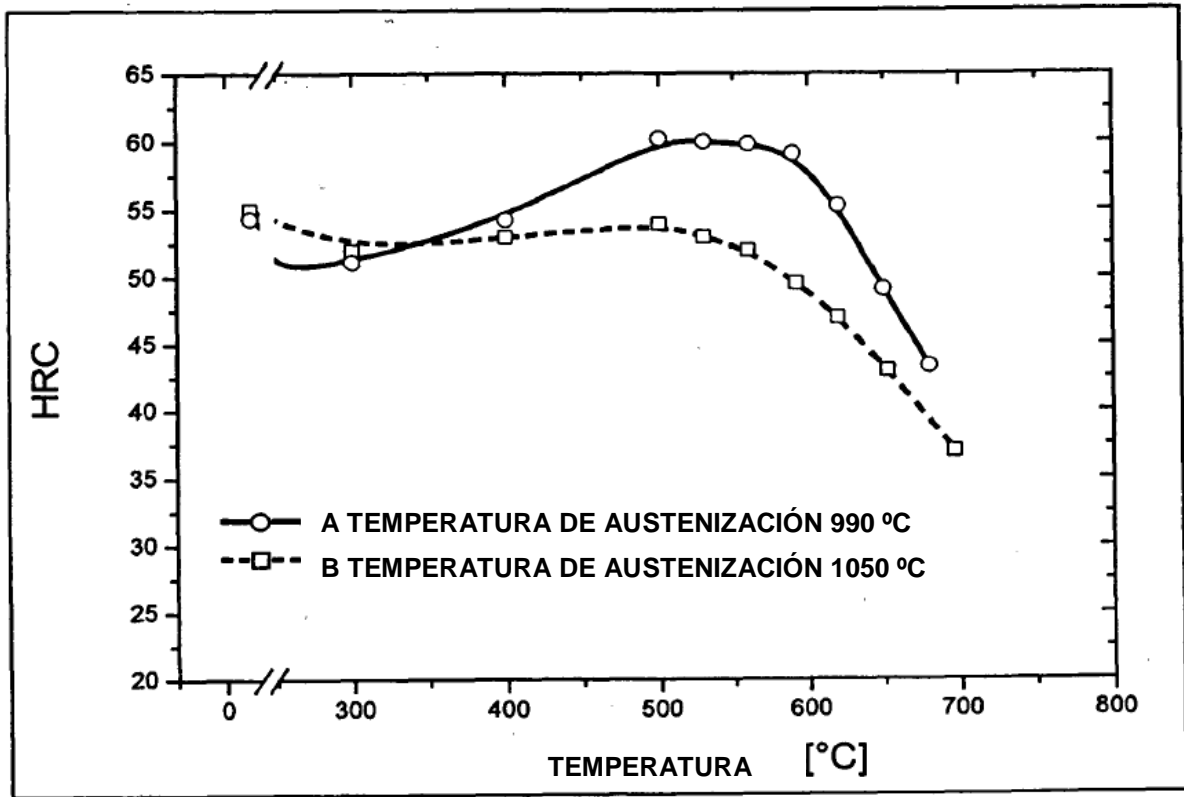


Fig. 1