

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 395 197**

51 Int. Cl.:

C22C 38/22 (2006.01)

C22C 38/24 (2006.01)

C22C 38/26 (2006.01)

C22C 33/02 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.09.2007 E 07253844 (0)**

97 Fecha y número de publicación de la solicitud europea: **02.04.2008 EP 1905858**

54 Título: **Artículo en acero de herramientas para trabajo en frío**

30 Prioridad:

29.09.2006 US 529237

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

11.02.2013

73 Titular/es:

**CRUCIBLE INDUSTRIES LLC (100.0%)
575 State Fair Boulevard
Syracuse, NY 13209, US**

72 Inventor/es:

**KAJINIC, ALOJZ y
WOJCIESZYNSKI, ANDRZEJ**

74 Agente/Representante:

URÍZAR ANASAGASTI, José Antonio

ES 2 395 197 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

Artículo en acero de herramientas para trabajo en frío.

5 Campo de la Invención

[0001] La invención se refiere a un artículo en acero de herramientas para trabajo en frío por pulvimetalurgia, fabricado por compactación isostática en caliente de polvo prealeado atomizado con nitrógeno, con tenacidad a impacto mejorada. La nueva aleación fue desarrollada después de descubrir que la adición de niobio al acero de herramientas da lugar a un potencial mayor de precipitación de carburos primarios de MC, que combinado con la atomización por gas de la aleación líquida, da lugar a una distribución de carburo de grano más fino. Estos carburos de grano más fino, a su vez, dan lugar a resistencia a fractura por flexión y tenacidad a impacto mejoradas del nuevo acero de herramientas. La compactación isostática en caliente de polvo prealeado atomizado con gas nitrógeno retiene la distribución fina de carburos y hace posible obtener la microestructura necesaria para conseguir las características tanto de tenacidad deseada como de resistencia al desgaste requeridas para aplicaciones exigentes de trabajo en frío.

Antecedentes de la invención

[0002] Para proporcionar un rendimiento satisfactorio, los aceros de herramientas de trabajo en frío deben lograr una dureza requerida, poseer suficiente tenacidad y ser resistentes al desgaste.

[0003] La resistencia al desgaste de los aceros de herramientas depende de la cantidad, el tipo, y la distribución de tamaños de los carburos primarios, así como la dureza total. Los carburos de aleación primarios, debido a su muy alta dureza, son los principales contribuyentes a la resistencia al desgaste. Entre todos los tipos de carburos primarios comúnmente hallados en acero de herramientas los carburos primarios de tipo MC ricos en vanadio poseen la dureza más elevada. El niobio también forma carburos de tipo MC ricos en Nb muy duros pero su uso en acero de herramientas producido por metalurgia de lingote se ha limitado debido a su tendencia de formar carburos de tipo MC grandes, lo cual tiene efectos perjudiciales sobre la tenacidad del acero de herramientas que contiene Nb.

[0004] Para obtener la combinación deseada de tenacidad y resistencia al desgaste en el acero de herramientas de trabajo en frío de la invención, es necesario obtener una dispersión de carburos primarios de tipo MC muy pequeños uniformemente distribuidos en una matriz de martensita templada.

[0005] En base a cálculos termodinámicos (realizados con programas de Thermo-Calc acoplados con base de datos termodinámica TCFE3) se descubrió que añadir niobio a una composición de acero de herramientas de trabajo en frío (producido por proceso de pulvimetalurgia) da lugar a un mayor potencial de precipitación de carburos primarios ricos en Nb de tipo MC, lo cual a su vez lleva a una distribución más fina de carburos primarios. Se ha formulado la siguiente composición química nominal (porcentajes en peso) de un nuevo grado de acero de herramientas de trabajo en frío de alta tenacidad: Fe-0,8C-7,5Cr-0,75V-2,5Nb-1,3Mo-1,5W-0,1N. La composición química de la matriz de la aleación de la invención y la fracción de volumen de los carburos primarios de tipo MC en la aleación de la invención son similares a aquellas características de algunos otros aceros de herramientas de trabajo en frío seleccionados producidos comercialmente para proporcionar características deseadas de endurecimiento y de resistencia al desgaste. El grado de acero de metalurgia PM (referido como Aleación A) y un grado de acero de herramientas de metalurgia convencional (referido como Aleación B), cuyas composiciones son listadas en la Tabla 1. Ambos aceros (Aleación A y Aleación B) son utilizados como aceros de herramientas de trabajo en frío de referencia para la comparación de las propiedades de tenacidad y resistencia, así como las características microestructurales.

[0006] EP 0875588 A2 divulga un artículo en acero de herramientas de trabajo en frío por pulvimetalurgia con una composición, en porcentajes de peso, de 0,5 a 1,2 de carbono, 0,02 a 0,20 de nitrógeno, 0,3 a 1,3 de silicio, hasta 1 de manganeso, 6 a 9 de cromo, 0,6 a 2 molibdeno, 0,5 a 3,0 tungsteno, 0,2 a 2,0 vanadio y resto hierro e impurezas incidentales.

[0007] US 200410134568 A identifica un prejuicio, en la técnica, en contra de añadir niobio a tal composición.

RESUMEN DE LA INVENCION

[0008] Según la invención, se proporciona un artículo en acero de herramientas para trabajo en frío por pulvimetalurgia de polvo prealeado compactado isostático en caliente, atomizado con nitrógeno, con tenacidad al impacto mejorada. El polvo prealeado consiste de, en porcentajes en peso, 0,5 a 1,2 de carbono, 0,02 a 0,20 de nitrógeno, 0,3 a 1,3 de silicio, hasta 1 de manganeso, 6 a 9 de cromo, 0,6 a 2 de molibdeno, 0,5 a 3,0 de tungsteno, 0,2 a 2,0 vanadio, 1,0 a 4,0 de niobio, y resto hierro e impurezas incidentales.

[0009] El artículo de la invención tiene 2.5% a 6.0% en volumen de carburos primarios esféricos de tipo MC ricos en vanadio-niobio uniformemente distribuidos en una matriz de martensita templada.

[0010] El artículo de la invención tiene carburos primarios ricos en niobio-vanadio esféricos, 95% de los cuales son más pequeños que 1.25 micras en diámetro cuando se miden en una sección metalográfica.

[0011] Alternativamente el artículo de la Invención tiene carburos primarios esféricos ricos en niobio-vanadio, 98% de los cuales con diámetros menores que 1,5 micras cuando se miden en una sección metalográfica transversal.

[0012] Preferiblemente, la aleación del artículo tiene de 0,75 a 0,85 de carbono, 0,08 a 0,14 nitrógeno, 0,5 a 1,1 de silicio, hasta 0,5 de manganeso, 7 a 8 de cromo, 1,0 a 1,5 de molibdeno, 1,3 a 1,8 de tungsteno, 0,5 a 1 de vanadio y 2,25 a 2,75 de niobio.

[0013] Debe entenderse que tanto la descripción general anterior como la siguiente descripción detallada son únicamente explicativas y a modo de ejemplo y no son restrictivas de la invención, como se reivindica.

[0014] Los dibujos acompañantes, los cuales son incorporados en y constituyen una parte de esta especificación, ilustran dos realizaciones de la invención y, junto con la descripción, sirven para explicar los principios de la invención.

BREVE DESCRIPCIÓN DE LOS DIBUJOS

[0015]

La Figura 1 es una microfotografía de la microestructura atacada químicamente (ampliación 500x) de la aleación de la invención endurecida en aceite a partir de 1065°C (1950°F) y templada a 552°C (1025°F) durante 2 horas + 2 horas;

La Figura 2 es una microfotografía de la microestructura atacada químicamente (ampliación 500x) de la Aleación A, endurecida en aire a partir de 1065°C (1950°F) y templada a 524°C (975°F) durante 2 horas + 2 horas;

La Figura 3 es una microfotografía de la microestructura atacada químicamente (ampliación 500x) de la Aleación B, una aleación convencional fundida en lingotes, endurecida en aire a partir de 1120°C (2050°F) y templada a 552°C (1025°F) durante 2 horas + 2 horas + 2 horas;

La Figura 4 es un gráfico de barras mostrando la distribución de tamaño de carburos primarios de la aleación de la invención y la Aleación A; y

la Figura 5 es un gráfico mostrando la distribución de tamaño de carburos primarios de la aleación de la invención y la Aleación A, utilizando la escala logarítmica para el recuento de carburos primarios.

DESCRIPCIÓN DE LAS REALIZACIONES

Composiciones Químicas Ensayadas

[0016] La Tabla 1 revela las composiciones químicas que se examinaron experimentalmente y que llevan a la aleación de la invención que consiguen una combinación mejorada de tenacidad y resistencia al desgaste. Las composiciones químicas de la Aleación A y la Aleación B se incluyen para fines de comparación.

[0017] Los aceros prealeados de herramientas de trabajo en frío de las composiciones químicas informadas, excepto la aleación B, se fundieron en una atmósfera de nitrógeno, se atomizaron por nitrógeno de gas, y se prensaron isóticamente en caliente (HIP).

[0018] La aleación de la invención está diseñada para tener aproximadamente las composiciones químicas de matriz equivalentes y las fracciones de volumen de carburos primarios de tipo MC como la Aleación A. La mejora clave sobre la Aleación A en términos de características de tenacidad es debida al descubrimiento de que la distribución de tamaño de los carburos primarios ricos en Nb de tipo MC en la aleación de la invención está desplazada hacia carburos primarios más pequeños comparada con el distribución de tamaño de carburos primarios ricos en V de tipo MC en la Aleación A (Figuras 1, 2, 4 y 5). La mejora es incluso más pronunciada cuando se compara la aleación de la invención con la Aleación B, la aleación convencional fundida en lingotes (Figura 3).

[0019] Aproximadamente 23 kg (50 lbs) de la aleación de la invención (Aleación LGA) se fundieron y atomizaron en el Laboratory Gas Atomizer (LGA) que tiene una capacidad de 23 kg (50 lbs), y unos 295 kg (650 lbs) de la aleación de la invención (Aleación PGA) se fundieron y atomizaron en el Pilot Gas Atomizer (PGA), que tiene una capacidad de 363 kg (800 lbs), en Crucible Research. Los análisis químicos de las dos coladas se dan en la Tabla 1.

[0020] Con respecto a los diversos elementos de aleación en la aleación de la invención, se aplica lo siguiente:

El **carbono** está presente en una cantidad de al menos 0,5 %, mientras que el contenido máximo de carbono puede ascender a 1,2 %, y preferiblemente en el intervalo 0,75 – 0,85 %. Es importante controlar cuidadosamente la cantidad de carbono con el fin de obtener una combinación deseada de tenacidad y resistencia al desgaste, así como evitar formar indebidamente grandes cantidades de austenita retenidas durante el tratamiento térmico.

[0021] El **nitrógeno** está presente en una cantidad de 0,02-0,20 %, y preferiblemente en el intervalo 0,08-0,14 %. Los efectos del nitrógeno en la aleación de la invención son bastante parecidos a los del carbono. En aceros de herramientas, en los que el carbono está siempre presente, el nitrógeno forma carbonitruros con vanadio, niobio, tungsteno y molibdeno.

[0022] El **silicio** puede estar presente en una cantidad de 0,3-1,3 %, y preferiblemente en el intervalo 0,5-1,1 %. El silicio funciona para desoxidar los materiales prealeados durante la fase de fundición del proceso de atomización con gas. Además, el silicio mejora la respuesta de templado. Cantidades excesivas de silicio son indeseables, sin embargo, puesto que ello decrece la tenacidad y promueve la formación de ferrita en la microestructura.

[0023] El **manganeso** puede estar presente en una cantidad de hasta 1 %, y preferiblemente hasta 0,5 %. El manganeso funciona para controlar los efectos negativos del azufre sobre la trabajabilidad en caliente. Esto se logra por la precipitación de sulfuros de manganeso. Además, el manganeso mejora la templabilidad y aumenta la solubilidad de nitrógeno en los materiales prealeados líquidos durante la fase de fusión del proceso de atomización con gas. Cantidades excesivas de manganeso son indeseables, sin embargo, porque pueden llevar a la formación de cantidades indebidamente grandes de austenita retenida durante el tratamiento térmico.

[0024] El **cromo** está presente en una cantidad de 6,0-9,0 %, y preferiblemente en el intervalo 7,0-8,0 %. El principal propósito del cromo en aceros de herramientas para trabajo en frío es incrementar la templabilidad y la respuesta de endurecimiento secundario.

[0025] El **molibdeno** está presente en una cantidad de 0,6-2,0 %, y preferiblemente en el intervalo 1,0-1,5 %. Como el cromo, el molibdeno aumenta la templabilidad y la respuesta de endurecimiento secundario de la aleación de la invención. Cantidades excesivas de molibdeno, sin embargo, reducen la trabajabilidad en caliente.

[0026] El **tungsteno** está presente en una cantidad de 0,5-3,0 %, y preferiblemente en el intervalo 1,3-1,8 %. Como el cromo y el molibdeno, el tungsteno aumenta la templabilidad y la respuesta de endurecimiento secundario de la aleación de la invención. En aceros de herramientas para trabajo en frío, el tungsteno se comporta de un modo parecido al molibdeno, con el cual es intercambiable en una base atómica; aproximadamente 1,9 % en peso de W tiene el mismo efecto que 1 % en peso de Mo.

[0027] El **vanadio** está presente en una cantidad de 0,2-2,0% y preferiblemente en el intervalo 0,5-1,0 %. El vanadio es críticamente importante para aumentar la resistencia al desgaste. Esto se alcanza por la precipitación de carbonitruros primarios de tipo MC.

[0028] El **niobio** está presente en una cantidad de 1,5-4,0 %, y preferiblemente en el intervalo 2,25-2,75 %. Cada porcentaje de niobio es equivalente a la cantidad de vanadio calculada como sigue:

$$\%V = (50,9 / 92,9) \times \% Nb$$

donde 50,9 y 92,9 son pesos atómicos de vanadio y niobio, respectivamente. En aceros de herramientas para trabajo en frío, el niobio y el vanadio son elementos equivalentes con respecto a la resistencia al desgaste.

Tabla 1

| Composiciones químicas de las dos coladas de la aleación de la invención que se fundieron y atomizaron en Crucible Research, y Aleaciones A y B. | | | | | | | | | | | | |
|--|----------|------|------|------|------|------|-----|-----|------|------|------|-----|
| Aleación | C | Cr | V | Nb | Mo | W | Mn | Si | P | S | O | N |
| LGA | .76 | 7.50 | .74 | 2.48 | 1.30 | 1.43 | .40 | .95 | .007 | .005 | .009 | .12 |
| PGA | .76 | 7.33 | .73 | 2.50 | 1.19 | 1.48 | .42 | .98 | .009 | .005 | .015 | .11 |
| A | .84 | 7.49 | 2.61 | - | 1.37 | - | - | - | - | .02 | - | - |
| B | 1.1 1 | 7.48 | 2.69 | - | 1.69 | 1.14 | - | - | - | - | - | - |

Tabla 2

| Respuesta al tratamiento térmico de la aleación de la invención (LGA) y Aleaciones A y B | | | | | | | | |
|--|---------|------------------------------|------|------|------|------|------|------|
| Aleación | Austen. | Temperatura de Templado (°F) | | | | | | |
| | | 950 | 1000 | 1025 | 1050 | 1100 | 1150 | 1200 |
| LGA | 1950°F | 61,9 | 61,2 | 59,0 | 55,7 | 49,5 | 46,2 | 41,4 |
| A | | 61,9 | 59,0 | 57,0 | 54,0 | - | - | - |
| B | | 63,0 | 61,0 | 59,0 | 56,0 | - | - | - |
| LGA | 2050°F | 62,5 | 62,0 | 60,5 | 58,0 | 50,7 | 46,6 | 43,1 |
| A | | 63,0 | 61,0 | 60,0 | 57,0 | - | - | - |

Tabla 3

| Tenacidad a impacto Charpy entalla C de la aleación de la invención (aleaciones LGA y PGA), y aleaciones A y B) | | | | | | |
|--|-------------|------|--|----------|---------|----------|
| Aleación | Temp. Aust. | HRC | Resistencia fractura por flexión (ksi) | | | |
| | | | Longit. | σ | Transv. | σ |
| LGA | 1950°F | 59,0 | 53,1 | 13,4 | 56,3 | 20,2 |
| | 2050°F | 60,5 | 59,4 | 17,5 | 33,8 | 6,2 |
| PGA | 1950°F | 58,0 | 71,1 | 8,7 | 57,7 | 10,3 |
| | 2050°F | 59,4 | 77,5 | 12,3 | 54,5 | 4,8 |
| A | 1950°F | 60,0 | 69,5 | 3,3 | 17,3 | 1,7 |
| B | 1950°F | 60,0 | 23,7 | 1,8 | 3,2 | 0,3 |
| | 2050°F | 60,5 | 15,3 | 1,8 | 4,0 | 1,0 |

TABLA 4

| Resistencia a fractura por flexión de la aleación de la invención (aleaciones LGA y PGA), y Aleaciones A y B | | | | | | |
|--|-------------|------|------------------------------------|----------|---------|----------|
| Aleación | Temp. Aust. | HRC | Resistencia a fractura por flexión | | | |
| | | | Longit. | σ | Transv. | σ |
| PGA | 1950°F | 48,0 | 708,3 | 7,6 | 696,1 | 22,2 |
| | 2050°F | 59,0 | 748,0 | 8,5 | 717,9 | 37,8 |
| A | 1950°F | 60,0 | 742,8 | 17,2 | 540,7 | 27,3 |
| B | 1950°F | 60,0 | 658,1 | 33,9 | 313,6 | 41,5 |
| | 2050°F | 60,5 | 644,1 | 11,4 | 290,1 | 95,5 |

TABLA 5

| Resistencia a desgaste por abrasión de perno de la aleación de la invención (aleaciones LGA y PGA), y aleaciones A y B) | | | | |
|---|-----------------|----------------|------|---|
| Aleación | Temp. Austeniz. | Temp. templado | HRC | Resistencia a desgaste por abrasión de perno (miligramos) |
| LGA | 1950°F | 1025°F | 59,0 | 57,5 |
| | 2050°F | | 60,5 | 55,5 |
| PGA | 1950°F | | 58,0 | 58,0 |
| | 2050°F | | 59,0 | 55,5 |
| A | 1950°F | 1025°F | 60,0 | 59,5 |
| B | 2050°F | 1000°F | 62,5 | 42,0 |

- 5 [0029] En las Tablas 2, 3, 4 y 5, 950°F pueden leerse como 510°C; 1000°F como 538°C; 1025°F como 552°C; 1050°F como 566°C; 1100°F como 593°C; 1150°F como 621°C; 1200°F como 649°C; 1950°F como 1065°C; y 2050°F como 120°C.

Colada LGA y Colada PGA

- 10 [0030] El polvo de la aleación de la invención producido en el Laboratory Gas Atomizer (Aleación LGA) y en el Pilot Gas Atomizer (Aleación PGA) se introdujo dentro de contenedores OD de 11,4 a 12,7 cm (4,5 = 5") y fue prensado isostáticamente en caliente (HIP), y luego forjado en una barra de 7,6 x 2,5 cm (3" x 1"), la Aleación LGA, o una barra de 7,6 x 3,18 cm (3" x 1.25"), la Aleación PGA.

- 15 [0031] La respuesta al tratamiento térmico de la Aleación LGA (la aleación de la invención) se da en la Tabla 2. Se seleccionaron las dos temperaturas de austenización siguientes: 1065°C (1950°F) y 1120°C (2050°F). Los resultados son comparables a los de las Aleaciones A y B.

- 20 [0032] Se evaluaron también la resistencia a fractura por flexión transversal y longitudinal (BFS) y tenacidad a impacto Charpy entalla-C (CCN) de las barras forjadas de 7,6 x 2,5 cm (3" x 1") y de 7,6 x 3,2 cm (3" x 1.25") de la aleación de la invención. Se seleccionaron las dos temperaturas de austenización siguientes 1065°C (1950°F) y 1120°C (2050°F). Los especímenes CCN y BFS se templaron a 552°C (1025°F) durante 2 horas + 2 horas. dos cilindros, se utiliza en la prueba BFS de tres puntos. La distancia entre los cilindros de soporte es de 25,4 mm. El tercer cilindro se utiliza para aplicar una carga hasta que el espécimen BFS se fractura, la carga aplicada siendo equidistante de cualquiera de los cilindros de soporte. La carga a la que el espécimen BFS se rompe se utiliza para calcular el valor numérico de la resistencia a rotura por flexión.
- 25

[0034] La geometría de un espécimen utilizado para medir la tenacidad de impacto Charpy entalla-C es similar a la utilizada para medir la tenacidad de impacto Charpy entalla-V: 10 mm x 10 mm x 55 mm. El radio y la profundidad de la entalla C son 25,4 mm y 2 mm, respectivamente.

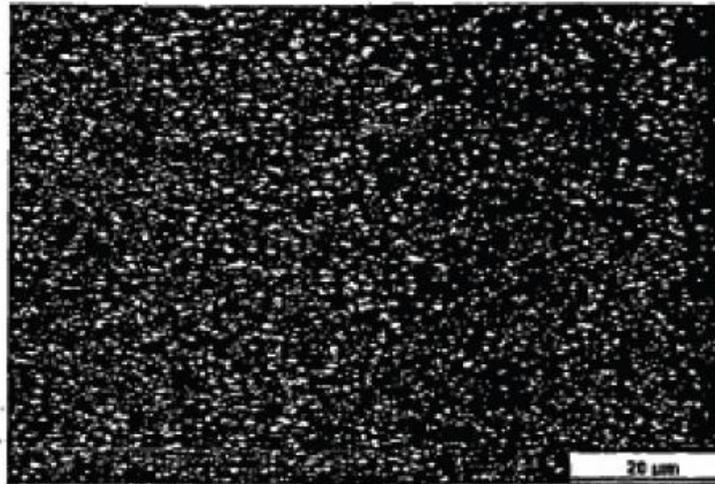
- 5 [0035] Los resultados de BFS y CCN obtenidos de la Aleación LGA y la Aleación PGA, y las Aleaciones A y B se dan en la Tabla 3 y la Tabla 4, respectivamente. La aleación de la invención demostró características de tenacidad superiores comparadas con las aleaciones de referencia, cuando se mide con la resistencia de la fractura del pliegue y la tenacidad de impacto Charpy entalla-C.
- 10 [0036] Finalmente, se ensayaron cuatro especímenes de resistencia al desgaste por abrasión de perno tratados térmicamente de la aleación de la invención. Se mecanizaron dos especímenes de la Aleación LGA y se mecanizaron dos especímenes de la Aleación PGA. Se seleccionaron las temperaturas de austenitización de 1065°C (1950°F) y 1120°C (2050°F). Después de enfriamiento brusco en aceite, todos los especímenes se templaron a 1025°F durante 2 horas + 2 horas. Los resultados del ensayo de resistencia al desgaste por abrasión de perno se dan en la Tabla 5. Se incluyen los resultados del ensayo de abrasión de perno para la Aleación A y Aleación B para comparación.

Microestructura

- 20 [0037] Figura 1 muestra la microestructura atacada químicamente de la aleación de la invención endurecida en aceite a partir de 1065°C (1950°F) y templada a 552°C (1025°F) durante 2 horas + 2 horas. La microestructura de la aleación de la invención consiste en aproximadamente 3,5 % vol. de carburos primarios muy finos ricos en Nb-V de tipo MC esféricos uniformemente distribuidos en la matriz de martensita templada.
- 25 [0038] Figura 2 muestra la microestructura atacada químicamente de la Aleación A, la aleación PM de referencia, endurecida en aire a partir de 1065°C (1950°F) y templada a 524°C (975°F) durante 2 horas + 2 horas. La microestructura de la Aleación A consiste en aproximadamente 3,3 % vol. de carburos primarios gruesos ricos en V esféricos de tipo MC uniformemente distribuidos en la matriz de martensita templada.
- 30 [0039] La Figura 3 muestra la microestructura atacada químicamente de la Aleación B, la aleación de referencia convencional de fundición en lingotes, endurecida en aire a partir de 1121°C (2050°F) y templada a 552°C (1025°F) durante 2 horas + 2 horas + 2 horas. La microestructura de la Aleación B consiste en aproximadamente 3,8 % vol. de carburos primarios gruesos ricos en V de tipo MC no uniformemente distribuidos en la matriz de martensita templada.
- 35 [0040] La distribución de tamaño de carburos primarios en la aleación de la invención y la Aleación A se midió utilizando un analizador de imagen automático. El diámetro de los carburos se midió en cincuenta campos al azar examinados con una amplificación óptica de 1000x. El recuento de carburos primarios (por milímetro cuadrado) de varios tamaños en la aleación de la invención y la Aleación A se dibuja en la Figura 4. El recuento de los carburos primarios (por milímetro cuadrado) de varios tamaños en la aleación de la invención y la Aleación A se dibuja en la Figura 5, pero esa vez utilizando la escala logarítmica para el recuento de carburos primarios para mostrar claramente la diferencia entre la aleación de la invención y la Aleación A cuando se trata de carburos primarios mayores que 1 µm.
- 40 [0041] El gráfico de la Figura 4 muestra que la aleación de la invención contiene un mayor número de carburos menores que 0,5 µm, mientras que la Aleación A contiene un mayor número de carburos con diámetro de carburo 0,5-2,5 µm. La Figura 5 también muestra que el tamaño máximo de los carburos en la aleación de la invención es menor que 1.5 µm y el tamaño máximo de carburos en la Aleación A es de unos 2.5 µm. Para cualquier tamaño dado existe un porcentaje mayor de carburos más pequeños que el valor dado en la aleación de la invención que en la Aleación A. A causa de que la composición de matriz de la aleación de la invención es similar a la composición de matriz de la aleación del estado de la técnica, lo cual da lugar a una dureza alcanzable parecida, la distribución de carburos de tamaño más fino en la aleación de la invención es la principal razón para la tenacidad mejorada de esta aleación.
- 45 [0042] Otras realizaciones de la invención resultarán aparentes a los expertos en la técnica a partir de la consideración de la especificación y práctica de la invención aquí divulgados.
- 50
- 55

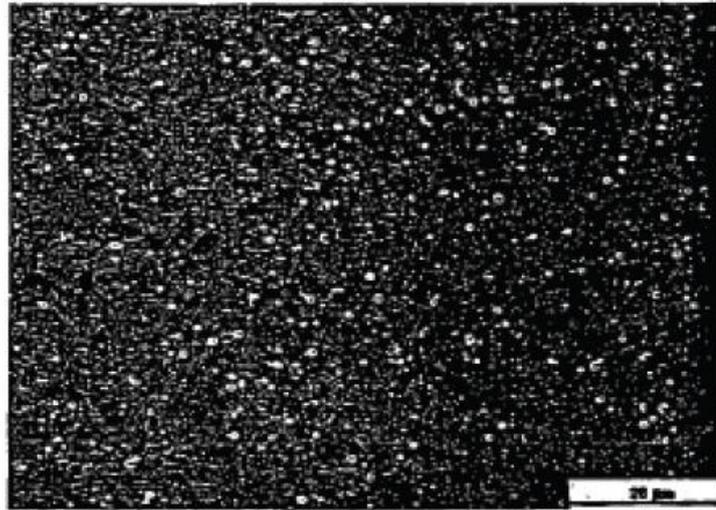
REIVINDICACIONES

- 5 1. Un artículo de pulvimetalurgia en acero de herramientas para trabajo en frío de polvo prealeado compactado isostáticamente en caliente, atomizado con nitrógeno, que tiene tenacidad a impacto mejorada, en el que el polvo prealeado consiste de, en porcentajes de peso; 0,5 a 1,2 de carbono, 0,02 a 0,20 de nitrógeno, 0,3 a 1,3 de silicio, hasta 1 de manganeso, 6 a 9 de cromo, 0,6 a 2 de molibdeno, 0,5 a 3,0 de tungsteno, 0,2 a 2,0 de vanadio, 1,0 a 4,0 de niobio, y resto hierro e impurezas incidentales, y en el que el artículo comprende 2,5 % a 6.0% en volumen de carburos primarios MC esféricos ricos en niobio-vanadio uniformemente distribuidos en una matriz de martensita templada, y
- 10 (i) 95% de los carburos primarios esféricos ricos en niobio-vanadio son más pequeños que 1,25 μm en diámetro cuando se mide en sección transversal metalográfica, o
- (ii) 98% de los carburos primarios esféricos ricos en niobio-vanadio son más pequeños que 1,5 μm en diámetro cuando se mide en sección transversal metalográfica.
- 15 2. El artículo de la Reivindicación 1 en donde, en términos de porcentaje en peso, el carbono es 0,75 a 0,85, el nitrógeno es 0,08 a 0,14, el silicio es 0,5 a 1,1, el manganeso es hasta 0,5, el cromo es 7 a 8, molibdeno es 1,0 a 1,5, el tungsteno es 1,3 a 1,8, el vanadio es 0,5 a 1 y el niobio es 2,25 a 2,75.



Microestructura atacada químicamente de la aleación de la invención (LGA Colada L1984) endurecida en aceite a partir de 1950° F y templada a 1025° F durante 2h + 2h. La fracción de volumen de carburos primarios medida es 3.5 % vol. Todos los carburos primarios en la aleación de la invención son de tipo MC ricos en niobio - vanadio

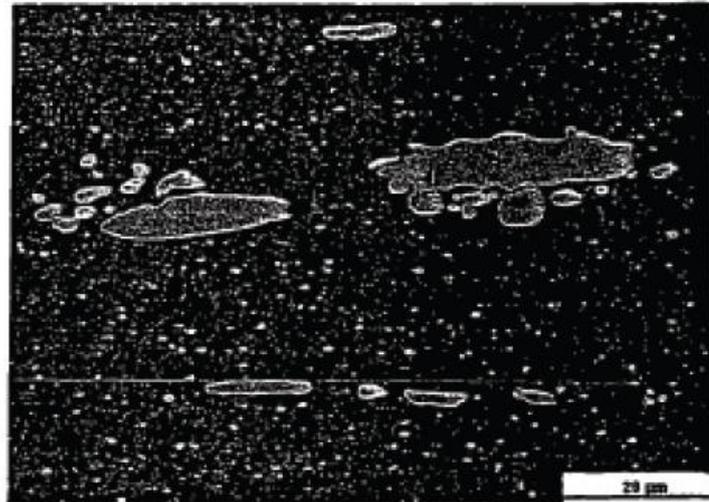
FIGURA 1



Microestructura atacada químicamente de la Aleación A (la aleación de referencia CPM) endurecida en aire a partir de 1950°F y templada a 975°F durante 2h+2h.

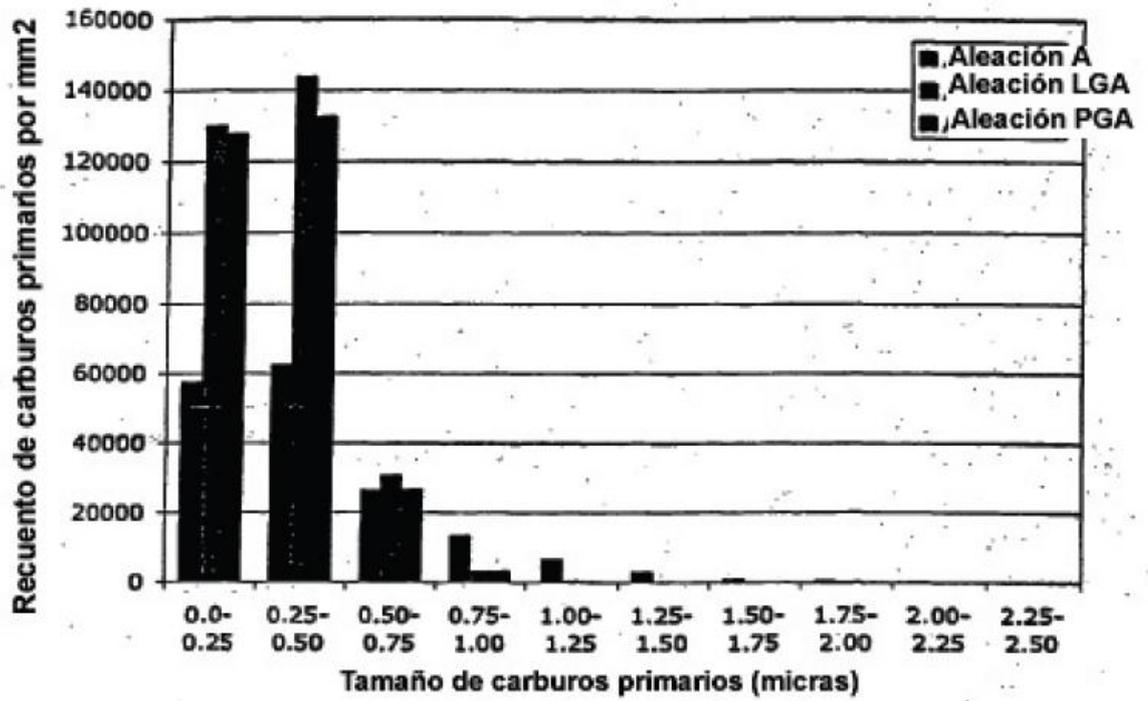
La fracción de volumen de carburos primarios medida es 3.3% vol. Todos los carburos primarios en la aleación A son de tipo MC ricos en vanadio.

FIGURA 2



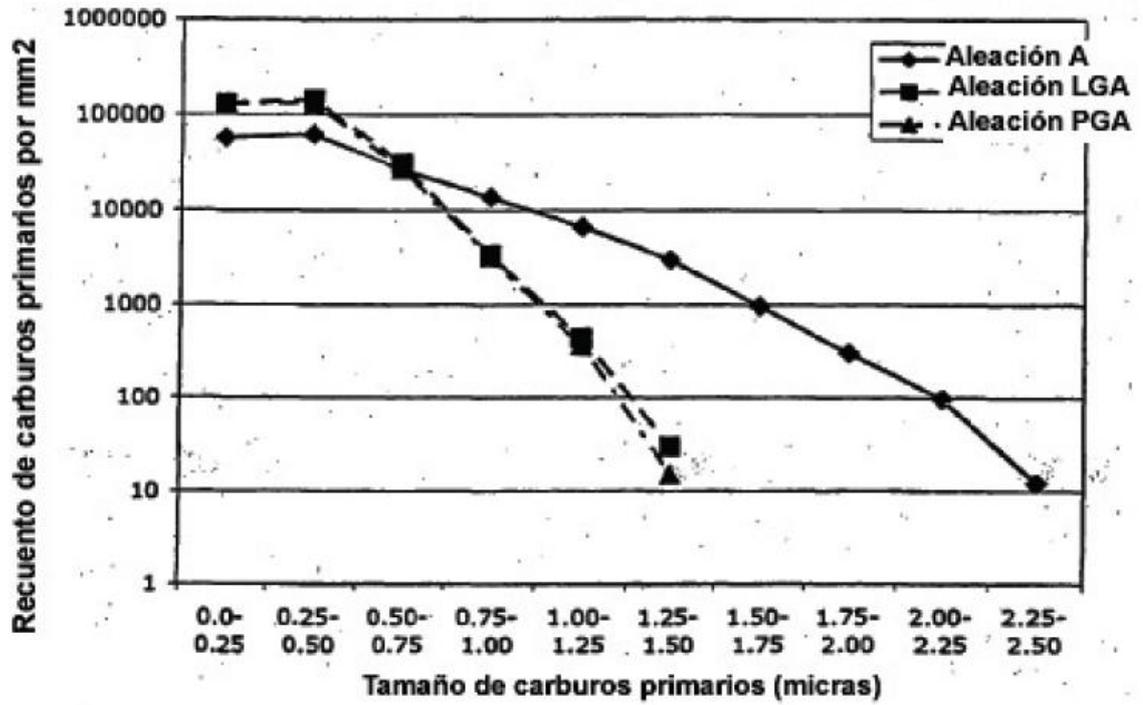
Microestructura atacada químicamente de la Aleación B (la aleación convencional de referencia fundida en lingotes) endurecida en aire a partir de 2050°F y templada a 1025°F durante 2h+2h+2h. La fracción de volumen de carburos primarios medida es 3.8% vol. Todos los carburos primarios en la Aleación B son de tipo MC ricos en vanadio.

FIGURA 3



Distribución por tamaño de carburos primarios de la aleación de la invención y la Aleación A, la aleación de referencia PM

FIGURA 4



Distribución por tamaño de carburos primarios de la aleación de la invención y la Aleación A, la aleación de referencia PM, utilizando la escala logarítmica para el recuento de carburos primarios

FIGURA 5