

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 540 905**

51 Int. Cl.:

C21D 6/02	(2006.01)	C21D 1/32	(2006.01)
C21D 9/00	(2006.01)	C22C 38/30	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/32	(2006.01)
C22C 38/22	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)
C22C 38/24	(2006.01)	C22C 38/44	(2006.01)
B22F 1/00	(2006.01)	C22C 38/46	(2006.01)
C22C 33/02	(2006.01)	C22C 38/52	(2006.01)
B22F 3/14	(2006.01)	C22C 38/54	(2006.01)
C21D 8/00	(2006.01)	C22C 38/58	(2006.01)
C21D 1/25	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **01.03.2012 E 12707998 (6)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **15.04.2015 EP 2681340**

54 Título: **Acero para herramientas de trabajo en caliente y un procedimiento para fabricar un acero para herramientas de trabajo en caliente**

30 Prioridad:

04.03.2011 SE 1150200

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

14.07.2015

73 Titular/es:

**UDDEHOLMS AB (100.0%)
683 85 Hagfors, SE**

72 Inventor/es:

**ANDERSSON, JÖRGEN;
JESPERSON, HENRIK;
ANDRÉN, HANS-OLOF y
SVENSSON, LARS-ERIK**

74 Agente/Representante:

POLO FLORES, Carlos

ES 2 540 905 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

Acero para herramientas de trabajo en caliente y un procedimiento para fabricar un acero para herramientas de trabajo en caliente.

5

Descripción**CAMPO TÉCNICO**

10 La presente invención se refiere a un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo y un procedimiento para fabricar un artículo de acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo.

TÉCNICA ANTECEDENTE

15 El término "herramientas de trabajo en caliente" se aplica a un gran número de clases diferentes de herramientas para el trabajo o la conformación de metales a temperaturas relativamente altas, por ejemplo herramientas para fundición a presión, tales como troqueles, insertos y núcleos, piezas de entrada, boquillas, elementos expulsores, pistones cámaras de presión, etc.; herramientas para herramental de extrusión, tales como troqueles, portatroqueles, revestimientos, tacos de presión y vástagos, husillos, etc.; herramientas para prensado en caliente, tales como

20 herramientas para prensado en caliente de aluminio, magnesio, cobre, aleaciones de cobre y acero; moldes para plásticos, tales como moldes para moldeo por inyección, moldeo por compresión y extrusión; junto con diversas otras clases de herramientas tales como herramientas para cizallado en caliente, anillos/collarines de contracción y piezas sometidas a desgaste pensadas para su uso en trabajo a altas temperaturas. El acero para herramientas de trabajo en caliente de baja aleación se usa en herramientas de pequeño a medio tamaño en aplicaciones donde las

25 exigencias sobre la resistencia al revenido y la fatiga térmica son elevadas. La resistencia al revenido es la capacidad de un acero para herramientas de trabajo en caliente de mantener su dureza a una temperatura elevada durante un tiempo prolongado. Los aceros para herramientas de trabajo en caliente se desarrollan para resistencia y dureza durante una exposición prolongada a temperaturas elevadas y usan generalmente una cantidad sustancial de aleaciones que forman carburos.

30

Otro tipo de aceros para herramientas son los aceros rápidos, que se usan para herramientas de corte en las que la resistencia y la dureza deben conservarse a temperaturas hasta o superiores a 760 °C. Para reducir la cantidad de tungsteno y cromo requerida, por ejemplo, el 18 y el 4 % en peso, respectivamente, se desarrollaron variantes que usan molibdeno (5-10 % en peso). El acero rápido se diferencia del acero de trabajo en caliente en la composición y

35

el precio y no puede usarse como sustituto del acero de trabajo en caliente.

RESUMEN DE LA INVENCION

Un objeto de la presente invención es proporcionar un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo que tiene un perfil de propiedades mejorado, en particular una resistencia al revenido mejorada.

40

El acero de la presente invención es particularmente adecuado para herramientas pequeñas que no requieran una composición de acero que tenga una elevada templabilidad para su fabricación.

45 Este objeto se obtiene proporcionando un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo tal como se define en la reivindicación 1, es decir, un acero constituido por (en % en peso):

	C	0,08-0,40
	N	0,015-0,30
50	C+N	0,30-0,50
	Cr	1-4
	Mo	1,5-3
	V	0,8-1,3
	Mn	0,5-2
55	Si	0,1-0,5
	opcionalmente	
	Ni	<3
	Co	≤5
	B	<0,01

el resto Fe aparte de las impurezas

Pueden obtenerse objetos adicionales mediante el acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo según la invención que cumple una o más de las siguientes condiciones (en % en peso):

5	C	0,20-0,38	con preferencia 0,30-0,35
	N	0,03-0,30	con preferencia 0,03-0,10
	C+N	0,30-0,50	con preferencia 0,36-0,44
	Cr	1-3	con preferencia 1,2-2,6
10	Mo	1,9-2,9	con preferencia 2,2-2,8
	V	1,0-1,3	con preferencia 1,15-1,25
	Mn	1-2	con preferencia 1,1-1,9
	Si	0,1-0,5	con preferencia 0,2-0,4
	Ni	<1	con preferencia <0,25
15	Co	<4	con preferencia <0,20
	B	0,001-0,01	con preferencia 0,001-0,005

Las realizaciones preferentes del acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo pueden cumplir una o más de las siguientes condiciones (en % en peso):

20	C	0,25-0,35	con preferencia 0,27-0,34
	N	0,04-0,30	con preferencia 0,04-0,10
	C+N	0,38-0,42	
	Cr	1,3-2,5	con preferencia 1,4-2,3

Las realizaciones más preferentes del acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo pueden cumplir una o más de las siguientes condiciones (en % en peso):

30	N	0,042-0,15	con preferencia 0,045-0,12
	C+N	0,39-0,41	
	Cr	1,3-2,3	con preferencia 1,4-2,1

Las realizaciones aún más preferentes del acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo pueden cumplir una o más de las siguientes condiciones (en % en peso):

35	C	0,20-0,35	con preferencia 0,30-0,34
	N	0,042-0,12	con preferencia 0,045-0,12
	C+N	0,39-0,41	
	Cr	1,4-1,9	con preferencia 1,5-1,7
40	Mo/V	1,8-2,3	con preferencia 1,9-2,1
	Cr/V	<2	con preferencia <1,8

Según el concepto inventivo, el acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo puede tener una composición (en % en peso) según los ejemplos expuestos a continuación:

45	C	0,20-0,40
	N	0,03-0,30
	C+N	0,30-0,50
	Cr	1,2-2,3
50	Mo	1-3
	V	0,8-1,3
	Mn	1-2
	Si	0,1-0,4
	Ni	<1
55	opcionalmente	
	Co	3-5
	B	0,001-0,01
	Mo/V	1,8-2,3
	Cr/V	<2

ES 2 540 905 T3

		el resto Fe aparte de las impurezas, o
5	C	0,20-0,40
	N	0,03-0,30
	C+N	0,30-0,50
	Cr	1,2-2,3
	Mo	1,5-3
	V	0,8-1,3
10	Mn	1-2
	Si	0,1-0,4
	Ni	<1
	opcionalmente	
	Co	3-5
15	B	0,001-0,01
	Mo/V	1,8-2,3
	Cr/V	<2
	el resto Fe aparte de las impurezas, o	
20	C	0,20-0,40
	N	0,04-0,30
	C+N	0,30-0,50
	Cr	1,2-2,3
	Mo	1-3
25	V	0,8-1,3
	Mn	1-2
	Si	0,1-0,4
	Ni	<1
	Co	<0,2
	opcionalmente	
30	B	0,001-0,01
	Mo/V	1,8-2,3
	Cr/V	<2
	el resto Fe aparte de las impurezas, o	
35	C	0,20-0,38
	N	0,04-0,30
	C+N	0,36-0,44
	Cr	1,2-2,3
40	Mo	1,9-2,9
	V	0,8-1,3
	Mn	1-2
	Si	0,1-0,4
	Ni	<0,25
45	Co	<0,20
	opcionalmente	
	B	0,001-0,01
	Mo/V	1,8-2,3
	Cr/V	<2
50	el resto Fe aparte de las impurezas, o	
	C	0,30-0,34
	N	0,04-0,09
	C+N	0,37-0,43
55	Cr	1,4-1,9
	Mo	2,2-2,8
	V	1,0-1,3
	Mn	1-2
	Si	0,2-0,4
	Ni	<0,25

5	Co	<0,20
	opcionalmente	
	B	0,001-0,005
	Mo/V	1,8-2,3
	Cr/V	<2
	el resto Fe aparte de las impurezas.	

Otro objeto es proporcionar un artículo de acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo que tiene un perfil de propiedades mejorado, en particular una resistencia al revenido mejorada.

10 De acuerdo con la presente invención este objeto se obtiene mediante un procedimiento tal como se define en la reivindicación 11, es decir, un procedimiento que comprende las etapas de:

15 a) proporcionar un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo tal como se define en cualquiera de las reivindicaciones;

b) conformar un artículo de acero a partir de la composición de acero;

20 c) austenitizar el artículo de acero obtenido en la etapa b) a una temperatura de 1200 °C como máximo durante un tiempo del orden de media hora seguido por temple; y

d) revenir el artículo de acero templado al menos dos veces a una temperatura entre 500 y 700 °C durante un tiempo del orden de 2 horas.

25 Las realizaciones preferentes del procedimiento se exponen en las reivindicaciones dependientes 12-15.

30 En un acero resistente a la fluencia que tiene un alto contenido de cromo, es decir, 9-12 % en peso, es posible disolver carbonitruros de vanadio ya a temperaturas relativamente bajas, es decir, 1020-1050 °C. Sin embargo, si el contenido de cromo es bajo, menos de aproximadamente el 4-5 % en peso, se formarán carbonitruros primarios de vanadio en la colada, y después son prácticamente imposibles de disolver.

35 En el acero de la presente invención, la cantidad total de carbono y nitrógeno se regulará a $0,30 \leq (C+N) \leq 0,50$, con preferencia $0,36 \leq (C+N) \leq 0,44$. El contenido nominal será del orden del 0,40 % en peso. Al mismo tiempo, es ventajoso regular el contenido de nitrógeno a entre 0,015 y 0,30 N, con preferencia 0,015 y 0,15 N, e incluso con más preferencia 0,015 – 0,10 y el carbono puede regularse con preferencia a al menos 0,20 % en peso. Los intervalos preferentes se exponen en las reivindicaciones del producto.

40 Cuando el contenido de nitrógeno se equilibra hasta aproximadamente del 0,05 al 0,10 % en peso se formarán carbonitruros de vanadio, los cuales se disolverán parcialmente durante la etapa de austenitización y luego precipitarán durante la etapa de revenido como partículas de tamaño nanométrico. La estabilidad térmica de los carbonitruros de vanadio es mejor que la de los carburos de vanadio, y en consecuencia la resistencia al revenido del artículo de acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo se mejorará mucho. Además, reviniendo al menos dos veces, la curva de revenido (que muestra la dureza como una función de la temperatura de revenido) tendrá un pico secundario más elevado.

45 En la realización más preferente de la invención el contenido de nitrógeno, con preferencia, es del orden del 0,05 % en peso. Este valor proporciona un mejor rendimiento que valores más elevados. Un contenido de nitrógeno del orden del 0,05 % en peso proporciona un mayor potencial de endurecimiento secundario durante el temple que contenidos más elevados, proporcionando así al acero una dureza elevada. Sin embargo, una cantidad del orden del 50 0,10% en peso ha demostrado proporcionar un desplazamiento del pico de endurecimiento secundario a temperaturas de revenido algo más altas, lo cual es positivo. Los intervalos preferentes se exponen en las reivindicaciones del producto.

Además, los ensayos realizados y los cálculos de modelización indican que se requiere una mayor temperatura de 55 austenitización en relación con los mayores contenidos de nitrógeno.

El cromo promueve la templabilidad y la resistencia a la corrosión de los aceros. Con contenidos demasiado bajos la resistencia a la corrosión se verá afectada negativamente. Un contenido mínimo de cromo en el acero, por lo tanto, se establece en el 1 % en peso. El contenido máximo se establece en el 4 % en peso con el fin de evitar la

formación no deseada de carburos/carbonitruros ricos en cromo, por ejemplo, $M_{23}C_6$. Con preferencia, el contenido de cromo no excederá el 3 % en peso, e incluso más preferente, con preferencia no excederá el 2,6 % en peso. En una realización de la invención, el contenido de cromo es el 1,5-1,7 % en peso. Los intervalos preferentes se exponen en las reivindicaciones del producto. Un bajo contenido de cromo retrasa la precipitación de carburos de cromo en la microestructura en favor del carbonitruro rico en vanadio más estable térmicamente. De este modo, se ralentiza la recuperación en el material y se mejora la resistencia al revenido.

El acero contendrá vanadio en una cantidad de al menos 0,8 % en peso con el fin de proporcionar un potencial de precipitación suficiente y de este modo una resistencia al revenido adecuada y propiedades deseadas de resistencia a alta temperatura. Con el fin de evitar la formación excesiva de precipitados de $M(C,N)$ los cuales aumentarían el riesgo de que queden grandes precipitados sin disolver en la matriz después del tratamiento térmico y riesgo adicional de empobrecimiento de carbono y nitrógeno en la matriz, el límite superior de vanadio es el 1,3 % en peso. Con preferencia, el vanadio está entre el 1,0 y el 1,3 % en peso. Los intervalos preferentes se exponen en las reivindicaciones del producto.

Con preferencia, la proporción Cr/V debería ser inferior a 2, con más preferencia inferior a 1,8 con el fin de conseguir la fase MC deseada. La razón es que el Cr puede considerarse como un veneno para la fase MC.

El silicio estará presente en el acero en una cantidad de entre el 0,1 - 0,5 % en peso, con preferencia el 0,2 – 0,4 % en peso. Manteniendo bajo el contenido de silicio es posible obtener una precipitación inicial de carburos de M_3C metaestables. También se evita la precipitación de partículas de $M_{23}C_6$ ricas en cromo no deseadas en los límites de grano y los límites de la red cristalina. Los intervalos preferentes se exponen en las reivindicaciones del producto.

El manganeso está presente con el fin de proporcionar al acero una templabilidad adecuada, particularmente dado el contenido relativamente bajo de cromo y molibdeno en el acero. El contenido de manganeso en el acero está entre el 0,5 y el 2% en peso, con preferencia entre el 1,0 y el 2,0 % en peso. Los intervalos preferentes se exponen en las reivindicaciones del producto.

El molibdeno estará presente en el acero en una cantidad de entre el 1,5 y el 3 % en peso, con preferencia el 2,2 – 2,8 % en peso, con el fin de proporcionar un endurecimiento secundario durante el revenido y proporcionar una contribución a la templabilidad. Los intervalos preferentes se exponen en las reivindicaciones del producto.

Parte del molibdeno puede sustituirse por tungsteno de una manera conocida en sí pero el acero, con preferencia, no contendrá ninguna cantidad de tungsteno añadida intencionadamente, es decir, no contendrá tungsteno en cantidades que excedan el nivel de impurezas, debido a ciertos inconvenientes relacionados con la presencia de ese elemento.

La proporción Mo/V debería encontrarse, con preferencia, en el intervalo de 1,8 – 2,3, con más preferencia 1,9 – 2,1 con el fin de obtener la secuencia de precipitación y el potencial de precipitación deseados de los carburos secundarios. Se sabe que el Mo estabiliza la fase M_2C y ajustando los contenidos de Mo y V para que queden dentro del intervalo de 1,8 – 2,3 también se formará la M_2C rica en molibdeno, fase que tiene una tasa de engrosamiento de grano más elevada comparada con la fase MC rica en vanadio.

El níquel y el cobalto son elementos que pueden estar incluidos en el acero en cantidades hasta el 3 % en peso y el 5 % en peso respectivamente. El cobalto puede aumentar la dureza a altas temperaturas, lo cual puede resultar ventajoso para algunas aplicaciones del acero. Si se añade cobalto, una cantidad eficaz es aproximadamente el 4 % en peso. El níquel puede aumentar la resistencia a la corrosión, la templabilidad y la tenacidad del acero. Los intervalos preferentes se exponen en las reivindicaciones del producto.

En principio, la austenitización puede llevarse a cabo a una temperatura entre la temperatura de recocido de ablandamiento de 820 °C y la temperatura máxima de austenitización de 1200 °C, pero la austenitización del artículo de acero se lleva a cabo, con preferencia, a una temperatura del orden de 1050 – 1150 °C, con preferencia a 1080 – 1150 °C, típicamente a 1100 °C. Los ensayos propios indican que temperaturas de austenitización más altas desplazan la dureza de revenido a temperaturas más altas, es decir, el pico de endurecimiento secundario se desplazará a temperaturas más altas, lo cual significa que la dureza deseada se alcanzará a una temperatura de revenido inicial más alta. De este modo el material obtendrá una resistencia al revenido mejorada y la temperatura de trabajo de las herramientas podría elevarse.

El revenido del artículo de acero templado se lleva a cabo con preferencia al menos dos veces en un tiempo de

retención de 2 horas a una temperatura entre 500 y 700 °C, con preferencia 550 y 680 °C. En la realización más preferente de la composición de acero, el revenido se lleva a cabo a una temperatura entre 600 y 650 °C, con preferencia entre 625 y 650 °C.

- 5 Pueden obtenerse contenidos de nitrógeno en el intervalo del 0,05 – 0,10 % en peso incorporando el nitrógeno mediante procedimientos de fundición convencionales para formar una colada, vaciando la colada para formar un lingote, y homogeneizando el lingote mediante tratamiento térmico. Las adiciones de nitrógeno producirán grandes precipitados de M(C,N) primaria ricos en vanadio, los cuales a su vez proporcionarán al material una dureza irregular. Sin embargo, no se producirán grandes carbonitruros primarios si se reduce el contenido de nitrógeno y se da un tratamiento térmico homogeneizador antes de una forja subsiguiente.

En una variante del acero, también son concebibles contenidos de nitrógeno más elevados que los indicados para la realización preferente de la invención. En esta variante, el nitrógeno puede ascender hasta el 0,30 % en peso. Para obtener contenidos de nitrógeno más elevados, los procedimientos de fundición convencionales son insuficientes.

- 15 En cambio, el nitrógeno podría incorporarse fabricando en primer lugar un polvo de acero de esencialmente la composición deseada, salvo el nitrógeno, nitrurando luego este polvo en estado sólido mediante fluido que contiene nitrógeno, por ejemplo gas nitrógeno, después prensando en caliente el polvo isostáticamente a una temperatura del orden de 1150 °C y una presión del orden de 76 MPa para formar un lingote. Fabricando el acero para herramientas mediante pulvimetalurgia, se evita el problema de la aparición de grandes carburos primarios.

- 20 El lingote es forjado, con preferencia, a una temperatura del orden de 1270 °C, y luego es sometido a recocido de ablandamiento a una temperatura del orden de 820 °C, seguido de un enfriamiento a un ritmo de 10 °C por hora hasta una temperatura de 650 °C y luego es enfriado libremente al aire para prepararlo para la austenitización.

- 25 El acero de la presente invención tiene una resistencia al revenido mucho mejor que permite una duración del artículo más prolongada en aplicaciones de trabajo en caliente. Como ya se indicó anteriormente, el contenido de nitrógeno es, con preferencia, del orden del 0,05 % en peso y el contenido de cromo es, con preferencia, menos del 3 % en peso, es decir, 1,2 – 2,6 o 1,3 – 2,3.

- 30 El artículo de acero de la presente invención también satisfará, con preferencia, algunas de las siguientes exigencias:

- buena resistencia al revenido,

- 35 - buena resistencia a alta temperatura,

- buena conductividad térmica,

- no tener un coeficiente de dilatación térmica inaceptablemente grande.

- 40 BREVE DESCRIPCIÓN DE LOS DIBUJOS

En lo siguiente, la invención se describirá con más detalle con referencia a realizaciones preferentes de la invención y los dibujos adjuntos.

- 45 La fig. 1 es un diagrama que muestra la dureza frente a la temperatura de revenido de un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo ejemplar de la técnica anterior que no contiene nitrógeno.

- 50 La fig. 2 es un diagrama que muestra la dureza de aceros de la técnica anterior (contenidos en % en peso) Cr 15, Mo 1, C 0,6 y Cr 15, Mo 1, C 0,29, N 0,35 a diferentes temperaturas de revenido.

La fig. 3 es un diagrama que ilustra el efecto del bajo contenido de cromo sobre la estabilidad de M(C,N) en la austenita.

- 55 La fig. 4 es un diagrama que muestra la fracción molar de M_6C , M(C,N) y la matriz bcc como una función de la temperatura. (Fase de equilibrio: matriz austenítica).

La fig. 5 es un diagrama que muestra la cantidad de fase M(C,N) y M_2C metaestable como función de la temperatura. (Fase de equilibrio: ferrita).

La fig. 6 es un diagrama que muestra curvas de dureza frente a temperatura de revenido para aleaciones de ensayo N0.05, N0.10 y N0.30.

5 La fig. 7 es una imagen SEM retrodispersada que muestra pequeños precipitados de M(C,N) sin dispersar y una partícula globular de óxidos y sulfuros mezclados en la N0.05.

La fig. 8 es una imagen SEM retrodispersada que revela M(C,N) primaria sin disolver en los antiguos límites de grano de la austenita en la aleación N0.10.

10

La fig. 9 es una imagen SEM retrodispersada que representa partículas primarias en la N0.10 sometida a recocido de ablandamiento.

La fig. 10 es una imagen SEM retrodispersada que revela una distribución uniforme de partículas de M(C,N) sin disolver en la N0,30.

15

La fig. 11 es una imagen SEM retrodispersada que revela algunas aglomeraciones de M(C,N) sin disolver encontradas en la N0.30.

20 MODO(S) DE LLEVAR A CABO LA INVENCIÓN

Los aceros para herramientas de trabajo en caliente de media aleación de molibdeno y vanadio tienen buena resistencia a la fatiga térmica, al ablandamiento y a la fluencia a alta temperatura. Una composición química nominal ejemplar de tal acero de la técnica anterior se presenta en la tabla 1 (% en peso).

25

Tabla 1

C	Cr	Mo	V	Mn	Si	Fe
0,38	2,6	2,3	0,9	0,75	0,3	92,8

Se ha sugerido que el acero de la tabla 1 debe sus propiedades a alta temperatura a la precipitación de carburos de vanadio de tamaño nanométrico durante el revenido. Estos carburos duros de tipo MC (2900 HV) proporcionan un endurecimiento secundario del material. La figura 1 presenta una curva de revenido (dureza frente a temperatura de revenido) para el acero para herramientas ejemplar de la técnica anterior. Las muestras fueron austenitizadas a 1030 °C, y luego revenidas dos veces a diferentes temperaturas; desde 200 °C hasta 700 °C para un tiempo de revenido de 2 + 2 horas. Como puede apreciarse, en el intervalo de 500 a 650 °C existe un pico de endurecimiento secundario pronunciado a 550 °C. Un trabajo posterior también ha demostrado que existe una precipitación significativa del M₂C rico en molibdeno metaestable en el acero para herramientas ejemplar de la técnica anterior durante el revenido a 625 °C, lo cual contribuye al efecto de endurecimiento secundario.

30

35

La capacidad de un acero para herramientas de trabajo en caliente para mantener su dureza a una temperatura elevada durante un tiempo prolongado, la resistencia al revenido, normalmente puede estar relacionada con la temperatura de revenido inicial; si el material se mantiene a una temperatura claramente inferior a la temperatura de revenido inicial no se ablandará. A temperaturas de mantenimiento más cercanas o superiores a la temperatura de revenido inicial el ablandamiento será más pronunciado.

40

Si el pico de endurecimiento secundario pudiera desplazarse a temperaturas más altas, esto significaría que la dureza deseada (por ejemplo 44-46 HRC) podría alcanzarse a una temperatura de revenido inicial más alta. De este modo el material obtendría una resistencia al revenido mejorada, y la temperatura de trabajo de las herramientas podría elevarse.

45

El trabajo previo sobre aceros de alto contenido en cromo sugiere que cuando se añade nitrógeno al acero, es posible conseguir una dureza más elevada durante el revenido. Muestras de Cr 15, Mo 1, C 0,6 y Cr 15, Mo 1, C 0,29, N 0,35 fueron tratadas en solución a 1050 °C seguido por temple en agua y enfriamiento en nitrógeno líquido, y luego fueron revenidas a diferentes temperaturas durante 2 horas. Como puede apreciarse en la fig. 2, la dureza pico se vuelve significativamente más elevada cuando se añade nitrógeno. La dureza inicial de la martensita es inferior para el acero que contiene nitrógeno, pero durante el revenido este acero consigue una dureza más elevada que el acero que no contiene nitrógeno.

50

55

La explicación para esto es que el nitrógeno hace que el cromo se distribuya más homogéneamente en la matriz, debido a la mayor solubilidad del cromo en la fase austenítica. Después del temple la fase martensítica heredó el cromo distribuido uniformemente de la austenita, y durante el revenido tiene lugar una precipitación distribuida muy finamente de nitruros de cromo, proporcionando así un efecto de endurecimiento más fuerte en el material.

5

Además, la sustitución del nitrógeno por parte del carbono se usa para conseguir una dureza más elevada de la matriz de acero martensítico. La adición de nitrógeno causa inicialmente una mayor cantidad de austenita retenida. Sin embargo, esta austenita puede transformarse más tarde en martensita mediante trabajo en frío, y de esta manera es posible conseguir una dureza de hasta 68 HRC.

10

Un bajo contenido de cromo parece tener un efecto positivo sobre la resistencia al revenido. Una comparación de dos aceros para herramientas de trabajo en caliente diferentes con 1,5 y 5,0 % en peso de cromo muestra que el contenido de cromo más bajo retrasa la precipitación de carburos de cromo en la microestructura en favor del MC rico en vanadio más estable térmicamente. De este modo, la recuperación se ralentiza en el material y se mejora la resistencia al revenido.

15

Sin embargo, los estudios efectuados sobre un acero típico al 9-12 % en peso de cromo resistente a la fluencia que contiene el 0,06 % en peso de N indican que los bajos contenidos de cromo estabilizan drásticamente las partículas de MX (siendo $X = C + N$), véase la fig. 3. Si la austenitización fuera a realizarse a 1100 °C, entonces todas las partículas de M(C,N) se disolverían en el acero que contiene el 10 % en peso de cromo. Si el contenido de cromo se redujera al 2,5 % en peso (compárese con el acero para herramientas bajo en cromo ejemplar de la fig. 1), entonces todavía estarían presentes grandes cantidades de M(C,N) en la austenita. Aparentemente, la consecuencia de un bajo contenido de cromo es que sólo se disolverán pequeñas cantidades de átomos intersticiales dentro de la austenita durante el tratamiento de austenitización.

20

25

Según la presente invención, un artículo de acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo que tiene mayor resistencia al revenido se fabrica llevando a cabo las siguientes etapas de procedimiento:

30

a) incorporar nitrógeno en una composición de colada de acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo y proporcionar así una composición de acero tal como se define en cualquiera de las reivindicaciones de procedimiento;

b) conformar un artículo de acero a partir de la composición de acero;

35

c) austenitizar el artículo de acero obtenido en la etapa b) a una temperatura de 1200 °C como máximo durante un tiempo del orden de media hora seguido por temple; y

d) revenir el artículo de acero templado al menos dos veces a una temperatura entre 500 y 700 °C durante un tiempo del orden de 2 horas.

40

Considerando el conocimiento convencional en el presente campo técnico, estos resultados son sorprendentes ya que la enseñanza prevaleciente es que la reducción del contenido de cromo tendrá como resultado una templabilidad reducida y dificultades para disolver las partículas de M(C,N) primaria.

45

En un acero resistente a la fluencia que tiene un alto contenido de cromo, es decir, el 9-12 % en peso, es posible disolver los carbonitruros de vanadio ya a temperaturas relativamente bajas, es decir, 1020-1050 °C. Sin embargo, si el contenido de cromo es bajo, menos de aproximadamente el 4-5 % en peso, se formarán carbonitruros primarios de vanadio en la colada, y después son prácticamente imposibles de disolver.

50

Los inventores han descubierto que cuando el contenido de nitrógeno se equilibra a aproximadamente entre el 0,015 y el 0,30 % en peso en un acero bajo en cromo, se formarán carbonitruros de vanadio, los cuales se disolverán parcialmente durante la etapa de austenitización y luego precipitarán durante la etapa de revenido como partículas de tamaño nanométrico. Las partículas son del orden de aproximadamente 1 µm a aproximadamente 10 µm. En algunos casos, cuando el contenido de nitrógeno es bajo, típicamente al 0,05 % en peso, el tamaño medio de las

55

partículas es menos de 1 µm. La estabilidad térmica de los carbonitruros de vanadio es mejor que la de los carburos de vanadio, y en consecuencia la resistencia al revenido del artículo de acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo se mejorará mucho. Además, reviniendo al menos dos veces, la curva de revenido (que muestra la dureza como una función de la temperatura de revenido) tendrá un pico secundario más elevado.

En una realización preferente del acero, el contenido de nitrógeno, con preferencia, es del orden del 0,05 % en peso. Este valor proporciona un mejor rendimiento que valores más elevados. Un contenido de nitrógeno del orden del 0,05 % en peso proporciona un mayor potencial de endurecimiento secundario durante el temple que contenidos más elevados.

5

En la realización preferente de la invención, el contenido de cromo es, con preferencia, el 1,5-1,7 por ciento en peso. Un bajo contenido de cromo retrasa la precipitación de carburos de cromo en la microestructura en favor de los carbonitruros ricos en vanadio más estables térmicamente. De este modo, se ralentiza la recuperación en el material y se mejora la resistencia al revenido.

10

En principio, la austenitización puede llevarse a cabo a una temperatura entre la temperatura de recocido de ablandamiento de 820 °C y la temperatura máxima de austenitización de 1200 °C. En una realización preferente de la invención, es decir, en una composición que tiene un contenido de nitrógeno del orden del 0,05 por ciento en peso y un contenido de cromo del orden del 1,5 al 1,7 por ciento en peso, la austenitización del artículo de acero se lleva a cabo, con preferencia, a una temperatura del orden de 1050 – 1150 °C, con preferencia a 1100 °C. Los ensayos propios indican que temperaturas de austenitización más altas desplazan la dureza de revenido a temperaturas más altas, es decir, el pico de endurecimiento secundario se desplazará a temperaturas más altas, lo cual significa que la dureza deseada se alcanzará a una temperatura de revenido inicial más alta. De este modo el material obtendrá una resistencia al revenido mejorada y la temperatura de trabajo de las herramientas se elevará.

15

20

El revenido del artículo de acero templado se lleva a cabo con preferencia al menos dos veces en un tiempo de retención de 2 horas a una temperatura entre 500 y 700 °C, con preferencia 550 y 680 °C. En la realización más preferente de la composición de acero, el revenido se lleva a cabo a una temperatura entre 600 y 650 °C, con preferencia entre 625 y 650 °C.

25

Pueden obtenerse contenidos de nitrógeno en el intervalo del 0,05 – 0,10 por ciento en peso incorporando el nitrógeno mediante procedimientos de fundición convencionales para formar una colada, vaciando la colada para formar un lingote, y homogeneizando el lingote mediante tratamiento térmico. Las adiciones de nitrógeno producirán grandes precipitados de M(C,N) primaria ricos en vanadio, los cuales a su vez proporcionarán al material una dureza irregular. Sin embargo, no se producirán grandes carbonitruros primarios si se reduce el contenido de nitrógeno y existe un tratamiento térmico homogeneizador antes de una forja subsiguiente.

30

En la realización preferente de la invención el contenido de nitrógeno es, con preferencia, del orden del 0,05 % en peso. Este valor proporciona un mejor rendimiento que valores más elevados. Un contenido de nitrógeno del orden del 0,05 % en peso proporciona un mayor potencial de endurecimiento secundario durante el temple que contenidos más elevados, proporcionando así al acero una dureza elevada. Sin embargo, una cantidad del orden del 0,10% en peso ha demostrado proporcionar un desplazamiento del pico de endurecimiento secundario a temperaturas de revenido algo más altas, lo cual es positivo. Además, los ensayos realizados y los cálculos de modelización indican que se requiere una mayor temperatura de austenitización en relación con los mayores contenidos de nitrógeno.

35

40

En una variante del acero, también son concebibles contenidos de nitrógeno más elevados que los indicados para la realización preferente de la invención. En esta variante, el nitrógeno puede ascender hasta el 0,30 % en peso. Para obtener contenidos de nitrógeno más elevados, los procedimientos de fundición convencionales son insuficientes. En cambio, el nitrógeno se incorpora entonces, con preferencia, fabricando en primer lugar un polvo de acero de esencialmente la composición deseada, salvo el nitrógeno, nitrurando luego este polvo en estado sólido mediante gas nitrógeno, después prensando en caliente el polvo isostáticamente a una temperatura del orden de 1150 °C y una presión del orden de 76 MPa para formar un lingote. Fabricando el acero para herramientas mediante pulvimetalurgia, se evita el problema de la aparición de carburo primario.

45

50

El lingote es forjado, con preferencia, a una temperatura del orden de 1270 °C, y luego es sometido a recocido de ablandamiento a una temperatura del orden de 820 °C, seguido de un enfriamiento a un ritmo de 10 °C por hora hasta una temperatura de 650 °C y luego enfriamiento libre al aire para prepararlo para la austenitización.

EJEMPLO 1

55

En la tabla 2 de más abajo se presentan las composiciones químicas en tanto por ciento en peso de tres aleaciones diferentes N0.05; N0.10 y N0.30. La N0.05 designa un material que tiene un contenido de nitrógeno del 0,05 % en peso, y así sucesivamente. Obsérvese que estas son las composiciones reales de los lingotes de ensayo.

ES 2 540 905 T3

El objetivo era mantener constante el nivel de todos los elementos de aleación excepto el carbono y el nitrógeno. Comparado con el acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo estándar de la tabla 1, también se redujo ligeramente el cromo. Hubo una pequeña reducción en el contenido de molibdeno y un aumento en el contenido de manganeso. Para el carbono y el nitrógeno, el objetivo era obtener una suma constante de 5 aproximadamente el 0,40 % en peso de estos elementos, y esto se consiguió relativamente bien.

Tabla 2

Material	C	N	Cr	Mo	V	Mn	Si	Fe
N0.05	0,38	0,05	1,70	2,77	1,20	1,09	0,30	92,5
N0.10	0,27	0,10	1,53	2,32	1,20	1,85	0,26	92,5
N0.30	0,08	0,32	1,51	2,20	1,20	1,88	0,29	92,5

10 La etapa de revenido concierne principalmente a las fases metaestables, y el trabajo previo de microscopía electrónica ha demostrado que existen en el acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo estándar en intervalos de temperatura de revenido, es decir, de 400 a 700 °C. Estas fases de carburo son principalmente MC (FCC) rico en vanadio y M_2C (HCP) rico en molibdeno. También se ha hallado cierta cantidad de M_7C_3 rico en cromo en el acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo estándar.

15

Los siguientes cálculos se efectuaron con el fin de decidir si estas aleaciones que contienen nitrógeno podían endurecerse o no, es decir, si podrían disolverse suficientes elementos de aleación dentro de la matriz austenítica a la temperatura de austenitización, de manera que se formara martensita durante el temple. El intervalo de temperatura interesante fue así entre la temperatura de recocido de ablandamiento, 820 °C y la máxima temperatura de austenitización utilizable establecida con la práctica, 1200 °C.

20

Los resultados de estos cálculos de equilibrio se presentan en la fig. 4. Aquí, la fracción molar de M_6C , $M(C,N)$ y la matriz bcc se muestra como una función de la temperatura. El resto de la fase es austenita. Las curvas continuas representan la N0.05; las curvas de rayas representan la N0.10 y las curvas de puntos representan la N0.30.

25

Obsérvese que el alto contenido de $M(C,N)$ en la aleación N0.30 se equilibra a 1200 °C. Tal como se esperaba, la fase bcc es inestable por encima de 850 °C. Es interesante ver que la pendiente de la curva de equilibrio, que representa la cantidad de $M(C,N)$, disminuye a medida que aumenta el contenido de nitrógeno. Esto significa que es más difícil disolver $M(C,N)$ en la N0.30 comparada con la N0.05. Por lo tanto, se espera que la cantidad de carbono, nitrógeno y vanadio sería más baja en la matriz de la N0.30 después de la austenitización a 1100 °C que en la matriz

30

de la N0.05. Puesto que la fase M_6C rica en molibdeno sólo disuelve carbono y no nitrógeno, adolece del inferior contenido de carbono en la N0.10 y la N0.30, por lo tanto la cantidad de M_6C disminuye con el contenido decreciente de carbono. También cabe destacar que todo el M_6C se disuelve a las temperaturas de austenitización utilizadas.

35

Los cálculos realizados en la zona de la temperatura de revenido sólo se hicieron con el fin de estimar el potencial de precipitación secundaria en la N0.05, la N0.10 y la N0.30. Los equilibrios hallados pueden demostrar, como máximo, qué fases estarían presentes en el material después de un tiempo suficientemente prolongado. El trabajo previo ha demostrado que, en la práctica, existe algo de autorrevenido en el acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo estándar. Esto significa que el M_3C (cementita) precipitará después del proceso de austenitización.

40

Los resultados de los cálculos en la zona de temperatura de revenido se presentan en la fig. 5. Las curvas continuas representan la N0.05; las curvas de rayas representan la N0.10 y las curvas de puntos representan la N0.30. El endurecimiento secundario normalmente tiene lugar entre 500 y 650 °C, y en este intervalo de temperatura no existen gran diferencia entre la N0.05 y la N0.10 con respecto a la cantidad de $M(C,N)$. Por otra parte, la N0.30 tiene una cantidad elevada y casi constante de $M(C,N)$, probablemente debido a los altos contenidos de vanadio y nitrógeno.

45

El mayor contenido de carbono en la N0.05 produce más fase M_2C en equilibrio con la matriz comparado con la N0.10. En la N0.30 hay mucha menos M_2C .

50

Basándose en los cálculos previos debería ser posible estimar el potencial de precipitación secundaria en estas aleaciones después de la austenitización a una cierta temperatura. Este potencial depende de la diferencia en la cantidad de fase $M(C,N)$ y fase M_2C entre el equilibrio metaestable a temperatura de revenido y el equilibrio a

55

temperatura de austenitización. En la tabla 3, estas diferencias se presentan como el potencial de precipitación secundaria para las tres aleaciones diferentes. Los valores se dan en porcentaje molar.

Tabla 3

5

Aleación N0.05	Fases, porcentaje molar		
	M(C,N)	M ₂ C	Total
Revenido, 625 °C	2,1	2,8	
Austenitización, 1100 °C	1,1	0,0	
Potencial de precipitación	1,0	2,8	2,8
Aleación N0.10			
Revenido, 625 °C	1,8	2,3	
Austenitización, 1100 °C	1,2	0,0	
Potencial de precipitación	0,6	2,3	2,9
Aleación N0.30			
Revenido, 625 °C	2,6	1,2	
Austenitización, 1100 °C	2,4	0,0	
Potencial de precipitación	0,2	1,2	1,4

Los resultados presentados en la tabla 3 indican que la N0.05 tendría la mejor respuesta al endurecimiento debido a la baja cantidad de fase M(C,N) presente a 1100 °C, es decir, pueden disolverse muchos elementos de aleación dentro de la matriz austenítica. También indica que la N0.05 tiene el mejor potencial de un buen endurecimiento secundario durante el revenido a 625 °C.

EJEMPLO 2

Las dos aleaciones N0.05 y N0.10 fueron fundidas convencionalmente en pequeños lingotes de 50 kg. La N0.10 fue el primer ensayo y no se efectuó tratamiento de homogeneización en este lingote antes del procedimiento de forja. El segundo ensayo, la N0.05, se aplicó un tratamiento de homogeneización a 1300 °C durante 15 horas antes de la forja. La tercera aleación, la N0.30, tenía un contenido de nitrógeno demasiado alto para ser fabricada mediante fundición convencional. Por lo tanto, esta aleación fue producida usando pulvimetalurgia. En primer lugar fue fabricado el polvo de acero y después este polvo fue nitrurado en estado sólido mediante gas N₂ a presión. Después, el polvo fue prensado isostáticamente en caliente (HIP) a 1150 °C con la presión de 76 MPa.

Los tres lingotes fueron forjados a 1270 °C y luego se cortaron muestras con las dimensiones: 15x15x8 mm. Las muestras fueron tratadas térmicamente sometiendo a recocido de ablandamiento en primer lugar a 820 °C; la secuencia para el enfriamiento después del recocido es 10 °C por hora a 650 °C y luego enfriamiento libre al aire. Después del recocido de ablandamiento, la N0.05 fue austenitizada a 1100 °C durante 30 minutos. Con el fin de compensar el potencial de precipitación más escaso, la N0.10 fue austenitizada a 1150 °C durante 30 minutos, y la N0.30 fue austenitizada a 1200 °C durante 30 minutos. Nueve muestras de cada una de las tres aleaciones fueron revenidas a las siguientes temperaturas: 450, 525, 550, 575, 600, 625, 650, 675 y 700 °C. El tiempo de remojo fue dos horas y fue un doble revenido, es decir, el tiempo de revenido total fue cuatro horas. Después del tratamiento térmico, se midió la dureza de las muestras. Se realizó microscopía electrónica de barrido (SEM) con el fin de investigar más a fondo la morfología, la distribución y el tamaño de las partículas sin disolver en las muestras. El instrumento SEM usado fue un FEI Quanta 600 F.

Mediciones de dureza

Los resultados de las mediciones de dureza se presentan en la fig. 6. Como puede apreciarse, las tres aleaciones tienen un pico de dureza secundario en el intervalo de temperatura de 500 a 650 °C. Todo el revenido se efectuó durante 2 + 2 horas. La N0.05 tiene la dureza más elevada en estado templado (53HRC), mientras que la N0.10 y la N0.30 tuvieron una dureza algo más baja. Sin embargo, las tres aleaciones se consideran endurecibles. La curva de dureza de la N0.05 es muy similar a la del acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo estándar con un máximo de aproximadamente 54 HRC tal como se muestra en la fig. 1.

El pico de endurecimiento secundario de la N0.10 parece estar algo desplazado a una temperatura más alta con dureza pico a 600 °C. La dureza pico tanto para N0.05 como para N0.30 estaba a 550 °C.

45

Microscopía electrónica de barrido

Las partículas de M(C,N) sin disolver en la N0.05 fundida convencionalmente, la aleación con el contenido de nitrógeno más bajo, tienen un tamaño medio menor que 1 µm. Este es comparable con los carburos sin disolver ordinarios en el acero. Otra fase que se encuentra fácilmente en la N0.05 es la mezcla de óxido de aluminio y sulfuro de manganeso, véase la fig. 7, la cual es una imagen SEM (retrodispersada) que muestra pequeños precipitados de M(C,N) sin disolver 2 y una partícula globular de óxidos y sulfuros mezclados 1 en la N0.05. La muestra fue austenitizada a 1100 °C durante 30 minutos y revenida a 625 °C durante 2 + 2 horas.

10 La razón para las muchas inclusiones no metálicas en la N0.05 (y la N0.10) es que todos los lingotes de ensayo fueron fabricados y fundidos en atmósfera abierta.

El tamaño más común de las partículas de M(C,N) es entre 5 y 10 µm de diámetro circular equivalente (ECD) después de una austenitización a 1150 °C durante 30 minutos y un revenido a 625 °C durante 2 + 2 horas. Se encuentran frecuentemente carburos primarios más grandes 3 (precipitados en la colada) en los antiguos límites de grano de la austenita, véase la fig. 8, la cual es una imagen SEM retrodispersada que revela M(C,N) primaria, sin disolver en los antiguos límites de grano de la austenita en la aleación N0.10. La muestra fue austenitizada a 1150 °C durante 30 minutos y revenida a 625 °C durante 2 + 2 horas.

20 La fig. 9 es una micrografía SEM en detalle de partículas de M(C,N) primaria 4 en la N0.10. Fueron descubiertas automáticamente en SEM usando el software INCA Feature de Oxford Instruments. Sus bordes definidos indicaban que habían precipitado de la colada. Las áreas blancas en la imagen son partículas de M₆C ricas en molibdeno 5. Obsérvese que en este caso la muestra fue la N0.10 sometida a recocido de ablandamiento.

25 En la N0.30 fabricada mediante pulvimetalurgia, las partículas de M(C,N) sin disolver 6 tenían una distribución de tamaño (ECD) entre 1 y 5 µm con el tamaño más común de 2 µm, por lo tanto las partículas eran pequeñas aun cuando el contenido de nitrógeno era alto. Las partículas estaban distribuidas homogéneamente en la microestructura, véase la fig. 10. Sin embargo, tal como se muestra en la fig. 11, se encontraron algunas aglomeraciones 7 de M(C,N).

30 La composición química de las partículas sin disolver de la fase M(C,N) en las tres aleaciones se midió mediante EDS y el resultado se presenta en la tabla 4, la cual muestra la composición química de las partículas de M(C,N) en las aleaciones N0.05, N0.10 y N0.30. Los valores se dan en porcentaje atómico. Obsérvese que, aun cuando la exactitud en la EDS con respecto a elementos ligeros tales como el carbono y el nitrógeno no es tan alta, se puede apreciar que el equilibrio de carbono y nitrógeno en la fase M(C,N) es el que puede esperarse basándose en las composiciones nominales. Los valores ± dados en la tabla son los dados en el programa INCA (Oxford Instruments). Algo del hierro registrado probablemente proviene de la matriz circundante, especialmente para la aleación N0.05.

Tabla 4

40

Aleación	C	N	V	Fe	Cr	Mo
N0.05	39,4±0,34	-	15,4±0,14	42,1±0,29	1,18±0,08	-
N0.10	26,4±0,28	27,6±0,42	32,4±0,33	11,0±0,17	1,3±0,10	1,0±0,12
N0.30	12,1±0,24	41,9±0,32	21,4±0,2	21,5±0,5	2,1±0,09	0,38±0,1

APLICACIÓN INDUSTRIAL

45 El procedimiento y el acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo de la presente invención son aplicables cuando se desee obtener herramientas de acero de trabajo en caliente, las cuales pueden utilizarse a mayores temperaturas durante un periodo de tiempo prolongado.

REIVINDICACIONES

1. Un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo constituido por (en % en peso):

5	C	0,08-0,40
	N	0,015-0,30
	C+N	0,30-0,50
	Cr	1-4
	Mo	1,5-3
10	V	0,8-1,3
	Mn	0,5-2
	Si	0,1-0,5
	opcionalmente	
	Ni	<3
15	Co	≤5
	B	<0,01
	el resto Fe aparte de las impurezas	

2. Un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo según la reivindicación 1 que cumple una o más de las siguientes condiciones (en % en peso):

	C	0,20-0,38	con preferencia 0,30-0,35
	N	0,03-0,30	con preferencia 0,03-0,10
	C+N	0,30-0,50	con preferencia 0,36-0,44
25	Cr	1-3	con preferencia 1,2-2,6
	Mo	1,9-2,9	con preferencia 2,2-2,8
	V	1,0-1,3	con preferencia 1,15-1,25
	Mn	1-2	con preferencia 1,1-1,9
	Si	0,1-0,5	con preferencia 0,2-0,4
30	Ni	<1	con preferencia <0,25
	Co	<4	con preferencia <0,20
	B	0,001-0,01	con preferencia 0,001-0,005

3. Un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo según la reivindicación 1 o 2 que cumple una o más de las siguientes condiciones (en % en peso):

	C	0,25-0,35	con preferencia 0,27-0,34
	N	0,04-0,30	con preferencia 0,04-0,10
	C+N	0,38-0,42	
40	Cr	1,3-2,5	con preferencia 1,4-2,3

4. Un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo según cualquiera de las reivindicaciones anteriores que cumple una o más de las siguientes condiciones (en % en peso):

45	N	0,042-0,15	con preferencia 0,045-0,12
	C+N	0,39-0,41	
	Cr	1,3-2,3	con preferencia 1,4-2,1

5. Un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo según cualquiera de las reivindicaciones anteriores que cumple una o más de las siguientes condiciones (en % en peso):

	C	0,20-0,35	con preferencia 0,30-0,34
	N	0,042-0,12	con preferencia 0,045-0,12
	C+N	0,39-0,41	
55	Cr	1,4-1,9	con preferencia 1,5-1,7
	Mo/V	1,8-2,3	con preferencia 1,9-2,1
	Cr/V	<2	con preferencia <1,8

6. Un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo según la reivindicación 1 constituido

ES 2 540 905 T3

por (en % en peso):

5	C	0,20-0,40
	N	0,03-0,30
	C+N	0,30-0,50
	Cr	1,2-2,3
	Mo	1-3
	V	0,8-1,3
10	Mn	1-2
	Si	0,1-0,4
	Ni	<1
	opcionalmente	
	Co	3-5
15	B	0,001-0,01
	Mo/V	1,8-2,3
	Cr/V	<2

el resto Fe aparte de las impurezas.

7. Un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo según la reivindicación 1 constituido por (en % en peso):

25	C	0,20-0,40
	N	0,03-0,30
	C+N	0,30-0,50
	Cr	1,2-2,3
	Mo	1,5-3
	V	0,8-1,3
	Mn	1-2
30	Si	0,1-0,4
	Ni	<1
	opcionalmente	
	Co	3-5
	B	0,001-0,01
35	Mo/V	1,8-2,3
	Cr/V	<2

el resto Fe aparte de las impurezas.

8. Un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo según la reivindicación 1 constituido por (en % en peso):

40	C	0,20-0,40
	N	0,04-0,30
	C+N	0,30-0,50
	Cr	1,2-2,3
45	Mo	1-3
	V	0,8-1,3
	Mn	1-2
	Si	0,1-0,4
	Ni	<1
50	Co	<0,2
	opcionalmente	
	B	0,001-0,01
	Mo/V	1,8-2,3
55	Cr/V	<2

el resto Fe aparte de las impurezas.

9. Un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo según la reivindicación 1 constituido por (en % en peso):

ES 2 540 905 T3

5	C	0,20-0,38
	N	0,04-0,30
	C+N	0,36-0,44
	Cr	1,2-2,3
	Mo	1,9-2,9
	V	0,8-1,3
	Mn	1-2
	Si	0,1-0,4
10	Ni	<0,25
	Co	<0,20
	opcionalmente	
	B	0,001-0,01
	Mo/V	1,8-2,3
	Cr/V	<2
15	el resto Fe aparte de las impurezas.	

10. Un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo según la reivindicación 1 constituido por (en % en peso):

20	C	0,30-0,34
	N	0,04-0,09
	C+N	0,37-0,43
	Cr	1,4-1,9
25	Mo	2,2-2,8
	V	1,0-1,3
	Mn	1-2
	Si	0,2-0,4
	Ni	<0,25
	Co	<0,20
30	opcionalmente	
	B	0,001-0,005
	Mo/V	1,8-2,3
	Cr/V	<2
35	el resto Fe aparte de las impurezas.	

11. Un procedimiento para fabricar un acero para herramientas de trabajo en caliente bajo en cromo que tiene mayor resistencia al revenido, que comprende:

- a) proporcionar un acero tal como se define en cualquiera de las reivindicaciones anteriores;
- b) conformar un artículo de acero a partir del acero;
- c) austenitizar el artículo de acero obtenido en la etapa b) a una temperatura de 1200 °C como máximo durante un tiempo del orden de media hora seguido por temple; y
- d) revenir el artículo de acero templado durante un tiempo de 2 horas al menos dos veces a una temperatura entre 500 y 700 °C.

12. Un procedimiento según la reivindicación 11, que comprende llevar a cabo la austenitización del artículo de acero a una temperatura de 1050 – 1150 °C, con preferencia a 1080 – 1150 °C.

13. Un procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 11 o 12, que comprende llevar a cabo el revenido del artículo de acero templado a una temperatura de 550 – 680 °C, con preferencia 600 – 650 °C e incluso con más preferencia a 625 – 650 °C.

14. Un procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 11-13, que comprende además incorporar el nitrógeno fabricando en primer lugar un polvo de acero de esencialmente la composición deseada, salvo el nitrógeno, nitrurando luego este polvo en estado sólido mediante gas nitrógeno para proporcionar la composición deseada, y después prensando en caliente el polvo para formar un lingote.

15. Un procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 11-14, que comprende además las etapas de homogeneización, forja y recocido de ablandamiento del lingote antes de la austenitización.

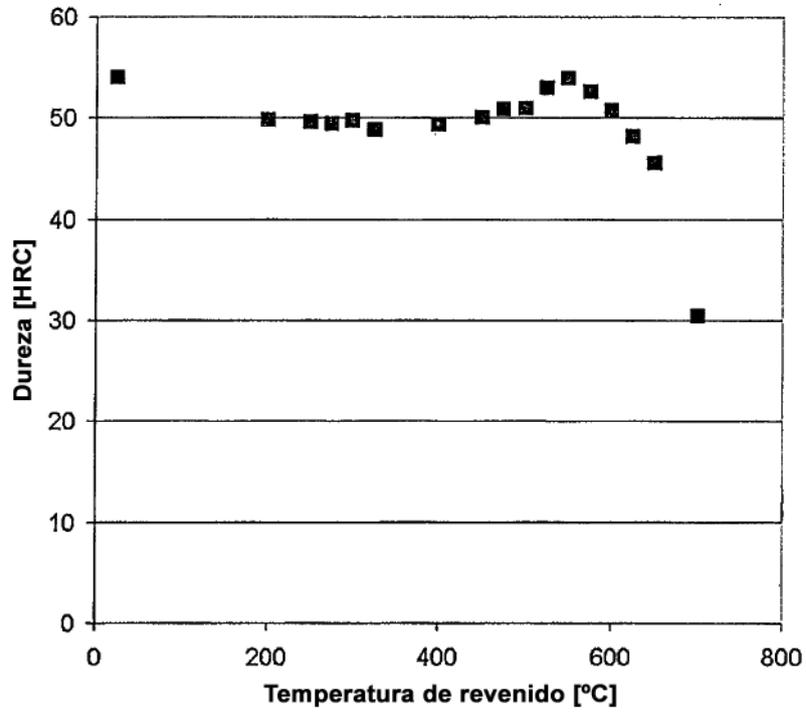


Fig. 1 (Técnica anterior)

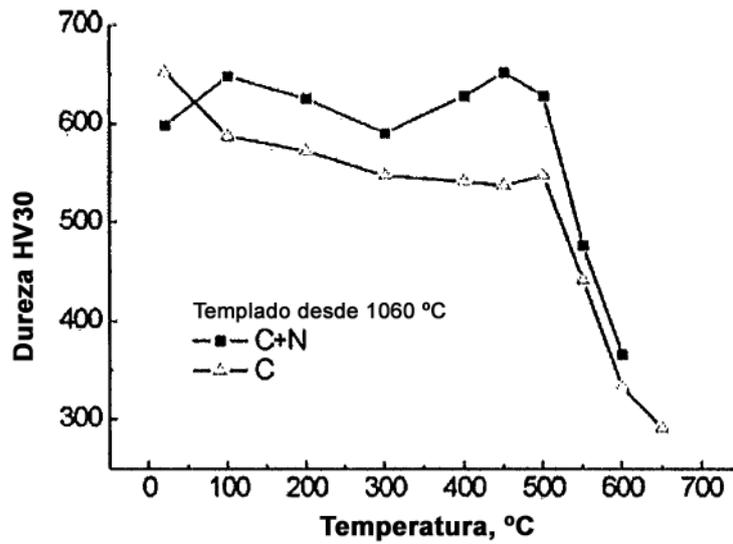


Fig. 2 (Técnica anterior)

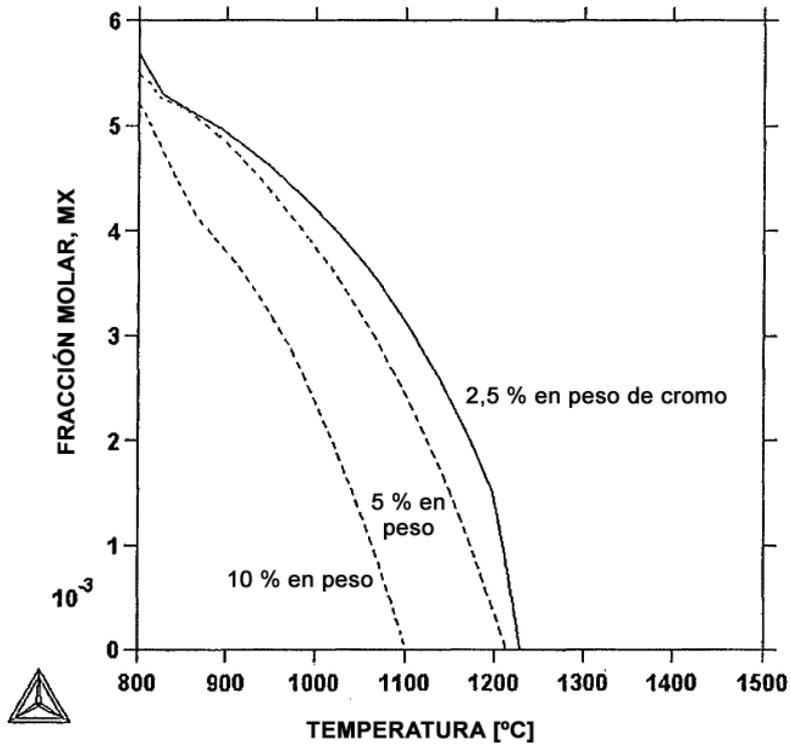


Fig. 3 (Técnica anterior)

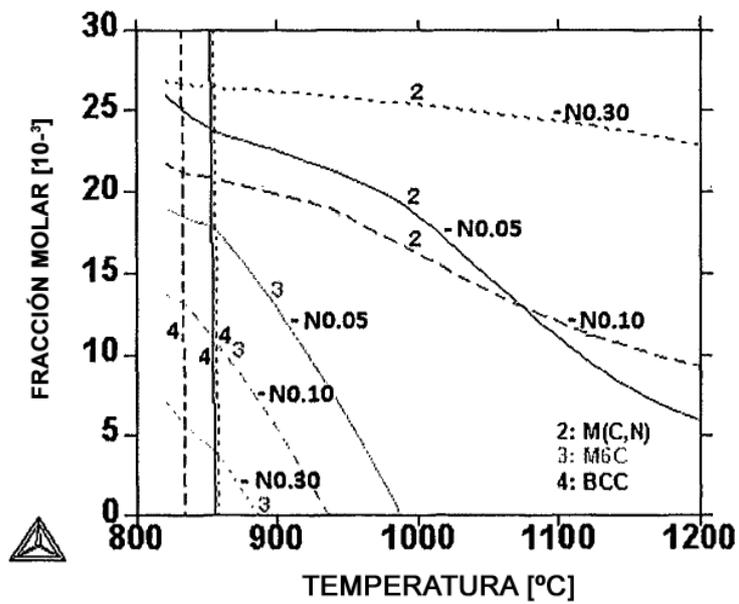


Fig. 4

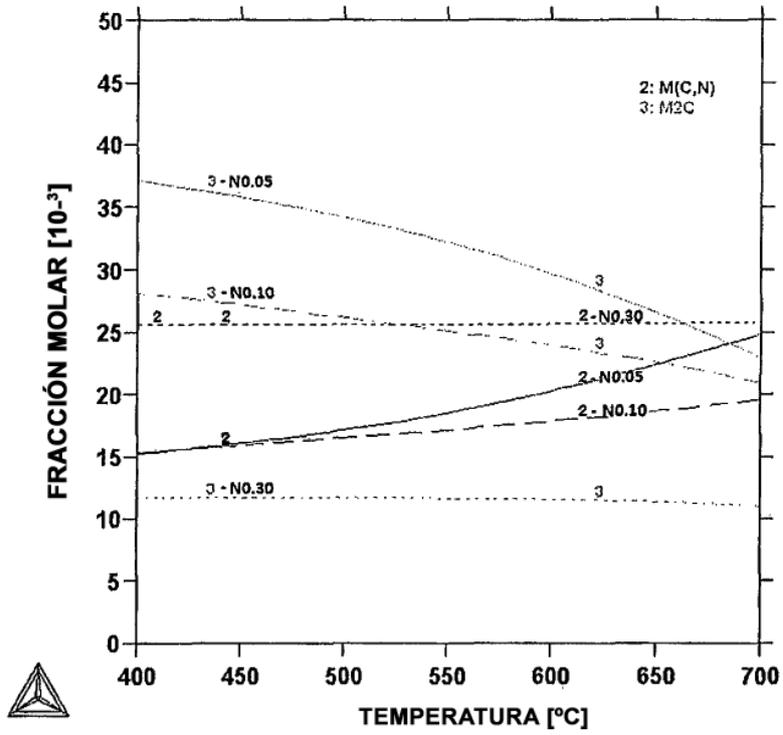


Fig. 5

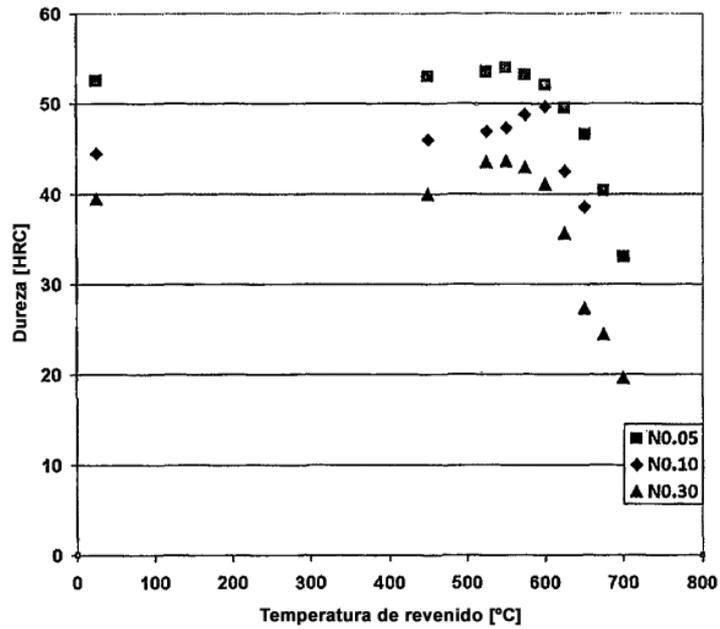


Fig. 6

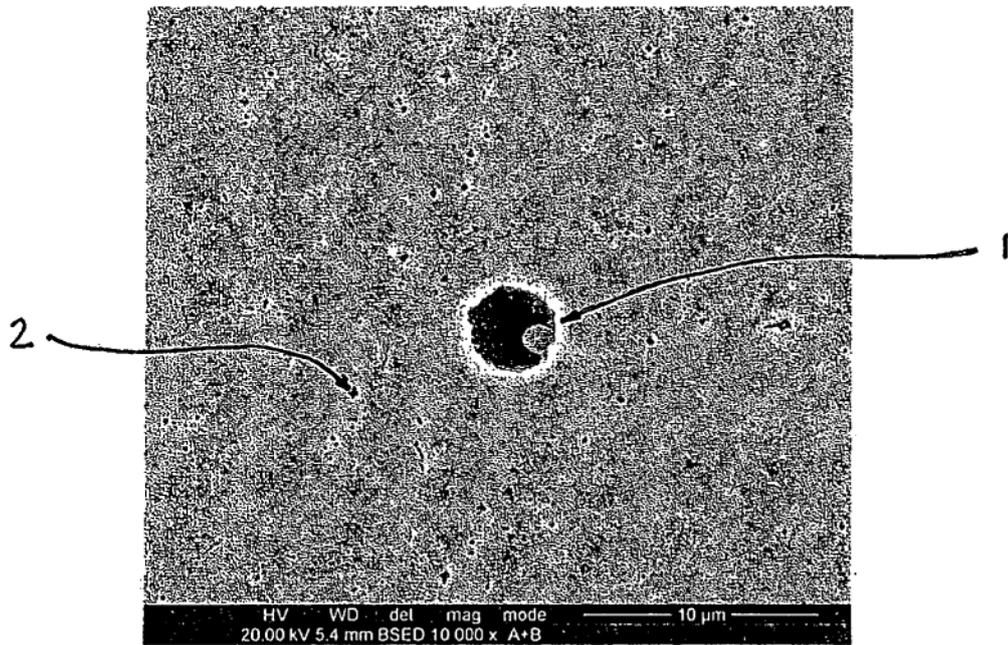


Fig. 7

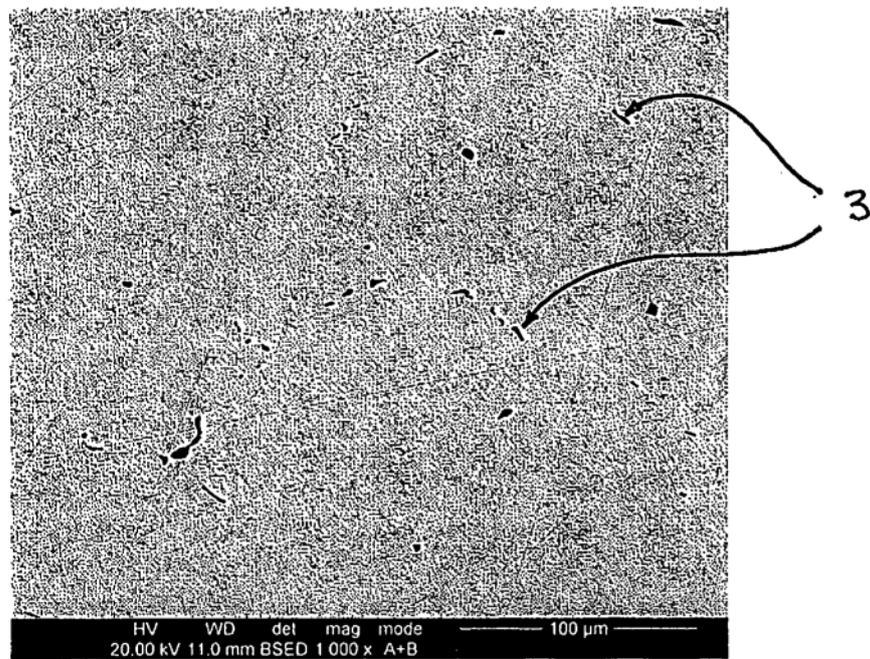


Fig. 8

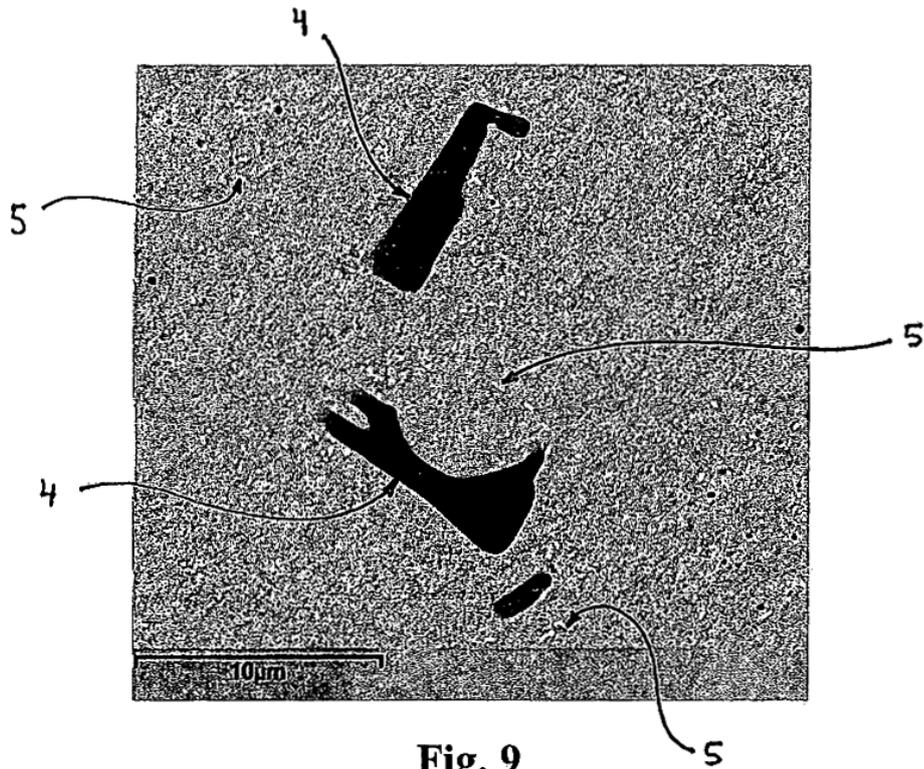


Fig. 9

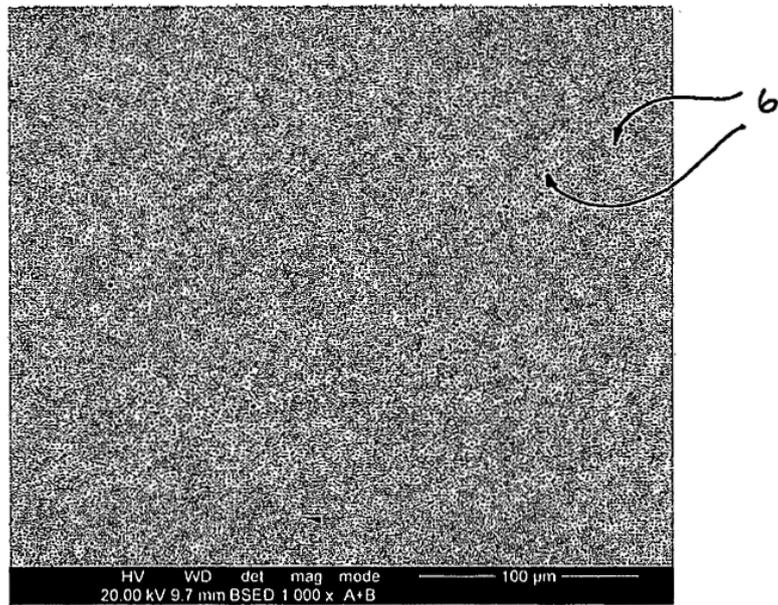


Fig. 10

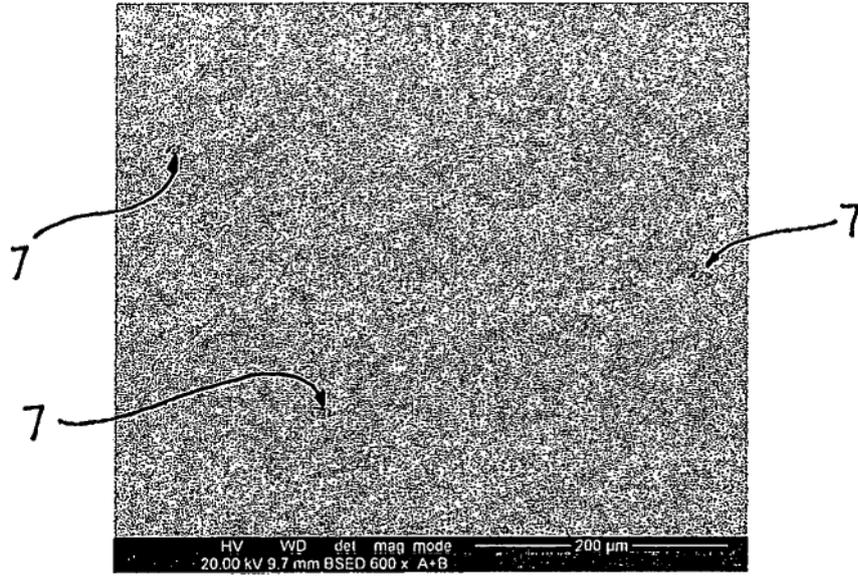


Fig. 11