



19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

11 Número de publicación: **2 347 255**

51 Int. Cl.:
C22C 38/18 (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01)
C21D 8/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Número de solicitud europea: **05000782 .2**
96 Fecha de presentación : **15.01.2005**
97 Número de publicación de la solicitud: **1586671**
97 Fecha de publicación de la solicitud: **19.10.2005**

54 Título: **Acero al cromo deformable en frío.**

30 Prioridad: **01.04.2004 DE 10 2004 015 992**
29.12.2004 DE 10 2004 063 161

45 Fecha de publicación de la mención BOPI:
27.10.2010

45 Fecha de la publicación del folleto de la patente:
27.10.2010

73 Titular/es: **Stahlwerk Ergste Westig GmbH**
Letmather Strasse 69
58212 Schwerte, DE

72 Inventor/es: **Pacher, Oskar;**
Nicolini, Guido y
Kloss-Ulitzka, Gisbert

74 Agente: **Elzaburu Márquez, Alberto**

ES 2 347 255 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).

ES 2 347 255 T3

DESCRIPCIÓN

Acero al cromo deformable en frío.

5 El invento se refiere a un acero al cromo deformable en frío con una textura ferrítica.

Los aceros al cromo ferríticos, deformables en frío y estables frente a la corrosión, sin la aplicación de especiales medidas técnicas de aleaciones, poseen una mala mecanizabilidad por arranque de virutas, que se debe de atribuir a unas adhesiones y aportaciones de soldadura, que resultan al mecanizar con arranque de virutas en la región de las aristas agudas de las herramientas. La consecuencia de ello son unas erupciones y unos desmenuzamientos en la arista de corte o respectivamente un alto desgaste de las herramientas, y además una escasa calidad superficial de las piezas de trabajo tratadas.

En el caso de unas herramientas de repujado y de conformación, tales adhesiones y aportaciones de soldadura repercuten asimismo de un modo muy desventajoso, ya que ellas aparecen de manera preferida precisamente en la región de una alta compresión superficial, y allí empeoran la calidad superficial de las piezas de trabajo conformadas. Además, ellas/os acortan el período de tiempo en estado útil de las herramientas. Aparte de una mecanizabilidad por arranque de virutas y una trabajabilidad (desbastabilidad) buenas, los aceros requieren una determinada resistencia mecánica mínima, que se puede conseguir solamente mediante ciertos componentes de las aleaciones que, como el titanio, el vanadio, el niobio, el zirconio y el molibdeno, forman carburos o carbonitruros. Éstos se presentan en la textura como unas fases de segregación duras y difícilmente solubles, y tienden a enriquecerse localmente en la textura, y a formar de este modo aglomerados, nidos o estructuras en forma de líneas.

Con ello está vinculado el peligro de que, en el caso de un microtratamiento, por ejemplo al producir taladros, ranuras y rebajos de pequeñas y pequeñísimas dimensiones, debido a la concentración local de unas fases de segregación duras, se llegue a un lado de la herramienta, por ejemplo, de una broca taladradora, y conforme a ello, a unas considerables desviaciones en las dimensiones finales. Esto se debe de atribuir a que las herramientas de tratamiento, por ejemplo, las brocas taladradoras con un pequeño diámetro, tienden a apartarse de unas regiones que tienen una dureza más alta o respectivamente una más alta densidad de carburos. Esto tampoco se puede contrarrestar mediante el recurso de que se empleen unas microherramientas o respectivamente unas brocas taladradoras a base de metales duros de alto valor, por ejemplo con un diámetro situado por debajo de 0,8 mm. La influencia de los componentes carburados de la textura en la región de unos fuertes enriquecimientos conduce también en este caso a una desviación de la herramienta con respecto de la dirección preestablecida de tratamiento.

Se conocen aceros del tipo antes mencionado. Ellos poseen una buena magnetizabilidad, tal como el acero al cromo magnético blando que se describe en el documento de patente de los EE.UU. 4.714.502, que tiene hasta 0,03% de carbono, de 0,40 a 1,10% de silicio, hasta 0,50% de manganeso, de 9,0 a 19% de cromo, hasta 2,5% de molibdeno, hasta 0,5% de níquel, hasta 0,5% de cobre, de 0,02 a 0,25% de titanio, de 0,010 a 0,030% de azufre, hasta 0,03% de nitrógeno, de 0,31 a 0,60% de aluminio, de 0,10 a 0,30% de plomo y de 0,02 a 0,10% de zirconio. El acero es inoxidable y deformable en frío; él es adecuado como material de trabajo para la producción de núcleos para válvulas de solenoides, embragues electromagnéticos, o de alojamientos para sistemas electrónicos de inyección para motores de combustión interna.

Otro acero al cromo, inoxidable y magnético blando, que tiene hasta 0,05% de carbono, hasta 6% de silicio, de 11 a 20% de cromo, hasta 5% de aluminio, de 0,03 a 0,40% de plomo, de 0,001 a 0,009% de calcio y de 0,01 a 0,30% de telurio, es conocido a partir del documento de patente de los EE.UU. 3.925.063 y, a causa de sus contenidos de plomo, calcio y telurio, posee una buena mecanizabilidad por arranque de virutas.

Los contenidos relativamente altos de silicio, aluminio y titanio conducen en el caso de este acero, sin embargo, a causa de la formación de inclusiones duras de óxidos, a un alto desgaste al realizar el tratamiento mecánico fino. A éste se debe de oponer el contenido relativamente alto de plomo, de 0,03 a 0,40%. En este caso es desventajoso, sin embargo, el hecho de que el plomo posee un punto de fusión muy bajo, y conforme a ello, no forma ninguna unión o respectivamente segregación que sea estable, y su distribución en la textura es extremadamente heterogénea.

Por lo demás, el documento de publicación para información de solicitud de patente alemana 101 43 390 A1 describe un acero al cromo ferrítico, estable frente a la corrosión y deformable en frío, que tiene de 0,005% a 0,1% de carbono, de 0,2% a 1,2% de silicio, de 0,4% a 2,0% de manganeso, de 8% a 20% de cromo, de 0,1% a 1,2% de molibdeno, de 0,01% a 0,5% de níquel, de 0,5% a 2,0% de cobre, de 0,001% a 0,6% de bismuto, de 0,002% a 0,1% de vanadio, de 0,002% a 0,1% de titanio, de 0,002% a 0,1% de niobio, de 0,15% a 0,8% de azufre y de 0,001% a 0,08% de nitrógeno, y el resto hierro, inclusive unas impurezas causadas por fusión, el cual, debido a su buena trabajabilidad mecánica, en particular su buena mecanizabilidad por arranque de virutas, su buena resistencia al desgaste y su buena calidad superficial se adecua como material de trabajo para aplicaciones mecánicas finas y para aparatos de precisión, en particular para boquillas y toberas de hilatura y de inyección, así como aparatos de escritura, puntas y cabezas.

El documento de publicación para información de solicitud de patente europea 1.288.323 A1 describe además un acero al cromo ferrítico, estable frente a la corrosión y deformable en frío, que tiene de 8 a 20% de cromo, de 0,005 a 0,1% de carbono, hasta 0,08% de nitrógeno, de 0,2 a 1,2% de silicio, de 0,4 a 2,0% de manganeso, de 0,05 a 1,2% de molibdeno, de 0,01 a 0,50% de níquel, de 0,5 a 2,0% de cobre y hasta 0,05% de plomo, selenio y/o telurio. Sin

ES 2 347 255 T3

embargo, este acero está tan exento de arsénico como un acero ferrítico, que se conoce a partir del documento de publicación para información de solicitud de patente japonesa 2001-131.716, que tiene de 15,0 a 25,0% de cromo, hasta 0,12% de carbono, hasta 0,05% de nitrógeno, de 0,05 a 1,00% de silicio, de 0,50 a 2,50% de manganeso, de 0,01 a 0,50% de níquel, de 0,01 a 0,50% de cobre, de 0,02 a 0,25% de azufre y de 0,0050 a 0,00400% de oxígeno, y que, además de esto, puede contener también molibdeno, selenio, plomo, bismuto, niobio, vanadio, titanio y zirconio en unas proporciones no mencionadas.

Finalmente, el documento de patente de los EE.UU. 6.033.625 describe también un acero al cromo ferrítico exento de arsénico, que tiene de 19 a 25% de cromo, hasta 0,1% de carbono, hasta 2,0% de silicio, hasta 2,0% de manganeso, hasta 4,0% de molibdeno, de 0,1 a 4,0% de níquel y/o cobre, hasta 0,4% de selenio y de 0,2 a 0,35% de azufre, y el resto hierro.

El problema que constituye el fundamento del invento consiste en proporcionar un acero al cromo ferrítico, que no sólo sea excelentemente mecanizable con arranque de virutas, es decir en particular sin la formación de adhesiones ni de aportaciones de soldadura, sino que también se pueda microtratar en una dirección exacta.

La solución de este problema consiste en un acero al cromo que tiene

de 14% a 20% de cromo

de 0,005% a 0,05% de carbono

hasta 0,01% de nitrógeno

de 0,2% a 0,6% de silicio

de 0,3% a 1,0% de manganeso

de 0,1% a 1,0% de molibdeno

hasta 0,8% de níquel

de 0,2% a 1,0% de cobre

0,02% a 0,2% de selenio

de 0,01% a 0,1% de arsénico

así como individualmente o unos junto a otros

de 0,01% a 0,1% de plomo

de 0,01% a 0,5% de bismuto

de 0,01% a 0,1% de antimonio

de 0,005% a 0,08% de vanadio

de 0,005% a 0,08% de titanio

de 0,005% a 0,08% de niobio

de 0,005% a 0,08% de zirconio

de 0,15% a 0,65% de azufre

hasta 0,20% de telurio,

y el resto, inclusive unas impurezas causadas por fusión, hierro.

Se adecua especialmente un acero al cromo que tiene

de 14% a 18% de cromo

de 0,01% a 0,03% de carbono

ES 2 347 255 T3

hasta 0,01% de nitrógeno

de 0,03% a 0,5% de silicio

5 de 0,4% a 0,7% de manganeso

de 0,1% a 0,6% de molibdeno

hasta 0,5% de níquel

10 de 0,2% a 0,6% de cobre

de 0,02% a 0,2% de selenio

15 de 0,01% a 0,05% de arsénico

así como individualmente o unos junto a otros

20 de 0,01% a 0,05% de plomo

de 0,01% a 0,3% de bismuto

de 0,01% a 0,05% de antimonio

25 de 0,005% a 0,08% de vanadio

de 0,005% a 0,08% de titanio

30 de 0,005% a 0,08% de niobio

de 0,005% a 0,08% de zirconio

de 0,15% a 0,65% de azufre

35 de 0,01% a 0,20% de telurio,

y el resto, inclusive unas impurezas causadas por fusión, hierro.

40 En atención a obtener unas propiedades óptimas de los materiales de trabajo, la composición del acero debería satisfacer por lo menos una de las siguientes condiciones:

$$45 \quad K1 = (\%Ti + \%V + \%Nb + \%Zr) / \%C = \text{de } 3 \text{ a } 12$$

$$K2 = (\%S + 3\%Se + 3\%Te) / 10 (\%C + \%N) = \text{de } 1,5 \text{ a } 3,5$$

$$50 \quad K3 = (\%S) / (\%S + \%Se + \%Te) = \text{de } 0,68 \text{ a } 0,98$$

55 La presencia simultánea de azufre, selenio y telurio repercute de una manera especialmente ventajosa sobre las propiedades de los materiales de trabajo, a través de la presencia de unas finas segregaciones de sulfuros, selenuros y telururos, cuando los respectivos contenidos de estos elementos satisfacen la condición para K3.

60 Para las propiedades mecánicas del acero conforme al invento, no solamente se trata de la presencia de unas determinadas fases de segregación, sino también muy esencialmente de su calidad física y su distribución en la textura. La textura contiene, por ello, tanto sulfuros de metales como también selenuros de metales que, por su parte, entran en interacción con carburos y sulfocarburos, y que, en este caso, producen un mejoramiento del comportamiento de rotura de virutas. En este contexto, el invento, por la ruta de unas reacciones de transposición e intercambio, quiere poner en libertad a determinados elementos de la aleación en las inmediaciones de las segregaciones, con el fin de rodear a las segregaciones duras con una zona de agente lubricante a base de metales y/o de compuestos metálicos, 65 que actúan como zonas de agentes lubricantes y mejoran la mecanizabilidad por arranque de virutas.

ES 2 347 255 T3

Las segregaciones resultan solamente cuando las condiciones previas termodinámicas las permiten. Una importante magnitud orientativa para esto la constituye el calor de formación. Un calor de formación negativo indica que las segregaciones son termodinámicamente estables. Cuanto más negativo sea el calor de formación para una determinada segregación, tanto más probable será también que ésta resulte.

5 Las segregaciones a base de los sulfuros, selenuros o telururos o respectivamente las mezclas de los mismos, y además, unas segregaciones, que se han de atribuir a unas reacciones de transposición o intercambio con carburos, se forman a diferentes temperaturas en el estado sólido del acero. Al enfriar la masa fundida, resultan unas denominadas segregaciones primarias, que crecen durante el enfriamiento ulterior, se vuelven más gruesas y dan lugar a las
10 conocidas desventajas. Mediante la sintonía conforme al invento de unos determinados elementos, tales como plomo y/o bismuto y/o arsénico y/o antimonio y/o vanadio, titanio, niobio así como zirconio, con los agentes formadores de segregaciones carbono, nitrógeno, azufre, selenio y telurio, resulta un gran número de posibilidades de reacción, que reprimen el crecimiento nocivo de las segregaciones primarias.

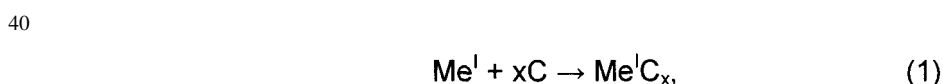
15 En el diagrama de la Figura 1 se representan algunos calores de formación para unos importantes sulfuros y selenuros, que tienen importancia para el invento. Puesto que todos los compuestos de metales poseen unos calores de formación negativos, éstos son también apropiados para formar segregaciones.

20 En el caso del acero conforme al invento, los agentes formadores de segregaciones, que no son metálicos - carbono, azufre, selenio, telurio y eventualmente nitrógeno - están presentes solamente en una pequeña concentración, con el fin de evitar una sobresaturación, ya que, en caso contrario, se forman unas segregaciones de granos gruesos, que crecen rápidamente. Éstas sólo con muchas dificultades se podrían reducir en cuanto a sus tamaños de granos o respectivamente disolver. Un bajo contenido de carbono aparece como especialmente importante, con el fin de desplazar el equilibrio de la reacción en dirección hacia la formación de carburos subestequiométricos.

25 Puesto que las segregaciones se forman de manera preferida al enfriar, los efectos de difusión (la difusión de cuerpos sólidos en el acero) desempeñan un cometido importante en el caso de la formación y del crecimiento de las segregaciones. Fundamentalmente, los elementos con una masa atómica baja se difunden más fácil y rápidamente que los átomos pesados. En los aceros se forman por lo tanto muy fácilmente unas segregaciones carburadas y nitruradas,
30 que se designan como las denominadas segregaciones primarias. Tan sólo después de su segregación resultan sulfuros y/o selenuros o respectivamente otras segregaciones tales como sulfocarburos y sulfocarbo-selenuros.

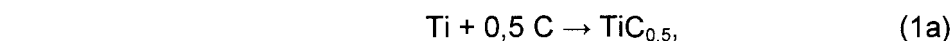
35 Puesto que el contenido de carbono es muy pequeño, presumiblemente resultan carburos primarios subestequiométricos - es decir, con una deficiencia de carbono -. Tan sólo después de unos prolongados períodos de tiempo, esta deficiencia de carbono es compensada por la difusión de carbono o es reemplazada parcialmente por azufre o selenio.

Los carburos primarios subestequiométricos resultan, por ejemplo, correspondientemente a la ecuación



45 siendo designados con Me^I los elementos titanio, vanadio, niobio y zirconio, y siendo x el factor de estequiometría. Estos elementos pueden reaccionar, no obstante, también todavía con nitrógeno, azufre y selenio (telurio). En este caso resultan sulfocarburos, sulfoselenuros o sulfocarbo-selenuros. Las segregaciones subestequiométricas son, por consiguiente, muy reactivas también después de su formación.

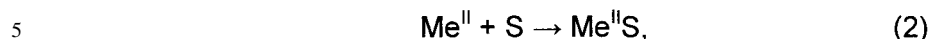
50 La composición de los carburos primarios (o de las segregaciones primarias) de los metales Me^I puede fluctuar dentro de un amplio intervalo, sin que la estructura reticular de las segregaciones sufra menoscabo por ellos. Así, a partir de la bibliografía se conoce que, por ejemplo, el carburo de titanio posee un intervalo de estabilidad especialmente amplio. Éste se extiende desde $\text{TiC}_{0,22}$ hasta $\text{TiC}_{1,0}$. Para un factor de estequiometría de, por ejemplo, $x = 0,5$, la ecuación 1 para el titanio sería:



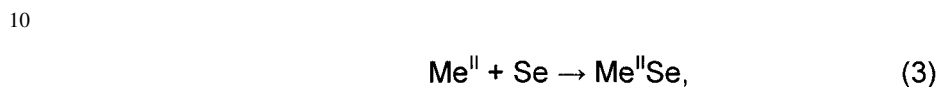
A causa de su posición en el sistema periódico de los elementos, el azufre, el selenio y también el telurio muestran unas reacciones similares, lo que también es visible a partir de los valores numéricos termodinámicos de la Tabla I. Para la formación de unas segregaciones constituidas sobre la base de azufre, selenio y telurio, son importantes los
65 elementos cobre, plomo, arsénico, antimonio y manganeso; ellos se han de diferenciar con respecto de los metales Me^I y son designados seguidamente como los elementos Me^{II} .

ES 2 347 255 T3

Unas típicas ecuaciones de reacción con azufre y selenio son:



y



15 La diferencia con respecto a los elementos Me^{I} consiste en que ellos no forman ningún carburo, ningún carbonitruro y, como consecuencia de esto, tampoco ningún sulfocarburo.

20 Para todas las segregaciones es típico el hecho de que en sus inmediaciones se forman unas denominadas zonas de empobrecimiento. Éstas resultan por el hecho de que los elementos de la matriz, que son necesarios para la formación de una segregación, son extraídos por difusión y son incorporados en la segregación. En este caso, resulta una evolución de la concentración, tal como se representa en los diagramas de las Figuras 2 y 3.

25 Tales zonas de empobrecimiento son desventajosas para las pretendidas reacciones de transposición e intercambio entre las segregaciones, por lo que el invento recomienda unas medidas especiales, con el fin de minimizar a éstas. Tales medidas se componen de una combinación de una deformación en frío y de un tratamiento térmico, en el que se llega a unas reacciones de transposición e intercambio entre segregaciones primarias y secundarias.

30 En este caso, las segregaciones ya resultantes se disuelven y se forman unas nuevas, y, por ejemplo, puede resultar también cobre, que actúa como un agente lubricante en las inmediaciones de las segregaciones primarias. Ya que las reacciones de transposición tienen lugar predominantemente durante el enfriamiento, las segregaciones son forzosamente muy finas. Para las reacciones de transposición es favorable que esté a disposición un período de tiempo suficientemente largo, ya que el transporte de sustancias para las reacciones de transposición se realiza mediante difusión. Son ventajosos un lento enfriamiento o respectivamente unos períodos de tiempo de parada a 700 hasta 500°C y/o un tratamiento térmico final.

35 Se ha de suponer que las reacciones de transposición e intercambio entre las segregaciones de Me^{I} carburadas subestequiométricas y una segregación o múltiples segregaciones de sulfuros y/o selenuros se desarrollan mediando liberación de ciertos elementos.

40 Un ejemplo de la reacción de una segregación subestequiométrica con un sulfuro (en este caso sulfuro de cobre) sería para $\text{TiC}_{0,5}$:



50 Puesto que el azufre del sulfuro de cobre llega por difusión al retículo del sulfocarburo ($\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$), en compensación se pone en libertad el cobre, que resulta en este caso en la inmediata proximidad de la segregación dura de carbosulfuro de titanio. Al realizar la mecanización por arranque de virutas, el elemento liberado - en este caso el cobre - actúa como un agente lubricante. Unas reacciones análogas tienen lugar también entre otras segregaciones de Me^{I} y de sulfuros o selenuros de Me^{II} (por ejemplo, con segregaciones de manganeso y plomo).

55 Las reacciones de disolución según la ecuación 4 son muy importantes, ya que ellas disuelven o comienzan a disolver a los sulfuros de Me^{II} , que son gruesos o que están dispuestos en forma de líneas (por ejemplo, los sulfuros de manganeso) de una manera ventajosa, formándose - correspondientemente a la ecuación 4 - unas nuevas segregaciones microscópicas, muy finas. El acero al cromo conforme al invento posee, por lo tanto, una textura con muchas segregaciones finas (Figura 4).

60 Para que unas reacciones de redisolución o liberación - correspondientemente a las ecuaciones de reacción antes descritas - puedan tener lugar de una manera lo suficientemente rápida y favorable, son ventajosas las siguientes premisas:

65 - entre las diferentes segregaciones, las rutas de difusión deberían ser pequeñas, con el fin de mantener cortos los períodos de tiempo de reacción;

ES 2 347 255 T3

- las zonas de empobrecimiento en las inmediaciones de las segregaciones se deberían degradar, con el fin de fomentar la reactividad de las segregaciones;
- el efecto de las temperaturas de reacción y de los períodos de tiempo de reacción se han de adaptar de tal manera que las reacciones, tales como la reacción según la ecuación 3, transcurran dentro de un corto período de tiempo.

Conforme al invento, el acero debería ser sometido primeramente, por lo tanto, a una o varias deformaciones lo más fuertes que sea(n) posible(s), llegándose a unos desplazamientos por deslizamiento y a una mejorada entremezcladura de los componentes de la textura. Además, en este caso, las distancias entre las segregaciones también son modificadas ventajosamente, y las zonas de empobrecimiento son degradadas. Una ventaja especial de la fuerte deformación se encuentra en el acortamiento de las rutas de difusión lo que, por su parte, da lugar a un aumento esencial de la reactividad.

Para que las necesarias reacciones de redisolución y liberación transcurran también con una velocidad suficiente, el acero, que de manera preferida se ha deformado en frío, se recuece a 750 hasta 1.080°C (Figura 5). En esta región tienen lugar unas reacciones de disolución y liberación mediando formación de nuevas segregaciones o respectivamente de unas segregaciones modificadas en su composición - por ejemplo, según la ecuación 4 -. Conforme al invento, además, puede tener lugar un recocido final a hasta 450°C, con el fin de solidificar a los metales del agente lubricante que se han liberado, o de consolidar a las segregaciones finísimas que se han formado de nuevo, endurecerlos/as en la matriz del acero, descomponer tensiones y ajustar la dureza o la resistencia mecánica del acero. Al realizar el recocido final, a una temperatura de > 350°C ya puede aparecer una disminución progresiva de la dureza, lo que apunta a una desconsolidación de la matriz.

De manera preferida, el acero, después de una deformación en frío que se ha realizado por lo menos una vez, con un grado de deformación de por encima de 65%, se recuece durante 30 hasta 60 minutos a 750 hasta 1.080°C y luego, en el transcurso de 30 a 180 minutos, mediando una débil aportación de energía, se enfría de una manera regulada a una temperatura de 500 a 700°C (Figura 5). En este caso, las segregaciones resultantes durante el recocido son estabilizadas de un modo controlado por difusión. Constituye una especial ventaja el hecho de que el acero, durante el enfriamiento, mediante una breve y más fuerte aportación de calor, sea mantenido a una temperatura de, por ejemplo, 680°C (Figura 5, ecuación 4).

El invento se ilustra más detalladamente a continuación con ayuda de unos Ejemplos de realización.

En la Tabla I se recopilan las composiciones de la aleación E2, que cae dentro del ámbito del invento, así como de las aleaciones comparativas E1, E3 hasta E5 así como V1 hasta V8. La Tabla II reproduce los respectivos valores de K1, K2 y K3 así como los resultados de los ensayos de tratamiento. En este caso, BV designa un índice característico para la evolución del taladro, BG designa un índice característico para la amplitud de grados y BWG designa un índice característico para la calidad superficial.

Ejemplo 1

Un alambre en bruto con la composición E2, que tiene un diámetro de 6 mm, después de un tratamiento de decapado, se sometió primeramente a una deformación en frío en tres etapas con un grado de deformación total de 85% y luego se recoció durante 30 minutos a una temperatura de 840°C en una atmósfera de un gas protector, así como, a continuación, en el transcurso de 120 minutos, se enfrió de un modo regulado a una temperatura de 600°C. Durante el enfriamiento tuvo lugar un calentamiento intermedio realizado dos veces durante 15 minutos a una temperatura de 760 o respectivamente de 680°C sin ningún aumento de la temperatura, con el fin de conseguir un enfriamiento escalonado para la estabilización de las segregaciones (compárese la Figura 5).

A continuación del enfriamiento regulado, el alambre se enfrió en presencia de aire sin ninguna aportación adicional de energía, y, después de esto, se calibró con un grado de deformación de 15%. A la calibración le siguió un recocido final o respectivamente un revenido durante 15 minutos a 340°C. El alambre poseía una excelente elaborabilidad con microherramientas.

Ejemplo 2

Un alambre en bruto con la composición E3, que no es conforme al invento, con un diámetro asimismo de 6 mm, se sometió, a su vez, a una deformación en frío en tres etapas con un grado de deformación en total de 80%, y luego se recoció durante 35 minutos a 900°C bajo un gas protector, así como, en el transcurso de 160 minutos se enfrió primeramente, de un modo regulado, desde la temperatura de recocido hasta una temperatura de 620°C mediando una escasa aportación de energía con una velocidad constante de enfriamiento. A esto le siguió un enfriamiento en presencia de aire hasta la temperatura ambiente. El alambre se calibró entonces con un grado de deformación de 20% y se revino (sometió a revenido) durante 30 minutos a 280°C así como se sometió en el estado revenido a un microtratamiento de mecanización por arranque de virutas, con los resultados que se consignan en la Tabla II.

ES 2 347 255 T3

En el caso de los ensayos, para realizar la valoración de la mecanizabilidad por arranque de virutas se llevaron a cabo unos ensayos de taladrado con unas brocas taladradoras de metal duro, que tenían un diámetro de 0,6 mm. En este caso

- 5 - se investigó el comportamiento de tratamiento con ayuda de la rectilineidad del taladro y se caracterizó con un índice característico BV,
- se valoró la amplitud de grados junto al borde del taladro y se expresó con un índice característico BG así como
- 10 - se valoró con microscopio la lisura de las paredes del taladro y se caracterizó con un índice característico BWG.

La rectilineidad de los microtaladros se determinó a partir de la profundidad de inmersión de una espiga de acero de manera correspondiente a la representación en la Figura 6. A partir de la profundidad de inmersión E de una espiga de ensayo, correspondientemente a la parte recta del taladro, y de la longitud del taladro, se determinó BV como un
15 valor relativo correspondientemente a la relación

$$BV = 1 - E/L$$

20 como índice característico para la evolución del taladro. En el caso de un taladro totalmente rectilíneo, el índice característico es 0.

Por lo demás, se midió la amplitud de grados BG junto al borde del taladro bajo un ángulo de 20 a 30°.

25 Finalmente, se comprobó con microscopio la mecanizabilidad por arranque de virutas en forma de la extensión y la frecuencia de los desmenuzamientos y desprendimientos en el interior del taladro, así como en la de un índice característico BWG con unos valores de 1 a 4. El valor de BWG de 1 representa un taladro exento de defectos, mientras que un valor de BWG de 4 caracteriza unos fuertes desmenuzamientos. La representación en la Figura 7 ilustra un taladro liso con un valor de BWG de 1, mientras que la representación en la Figura 8 reproduce un taladro
30 con numerosos desmenuzamientos y un valor de BWG de 4.

35 (Tabla pasa a página siguiente)

40

45

50

55

60

65

Tabla 1:

Aleación	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	Al	N	V	Ti	Nb	Zr	Cu	Bi	Pb	As	Sb	Se	Te
E1	0,008	0,63	0,42	0,26	17,34	0,24	0,21	0,003	0,006	0,06	0,01	0,012	0,008	0,40	0,002	0	0	0,002	0,05	0
E2	0,012	0,72	0,36	0,29	16,52	0,12	0,27	0,002	0,007	0,04	0,01	0,008	0,01	0,37	0,005	0,008	0,01	0	0,06	0
E3	0,020	0,65	0,75	0,31	17,60	0,10	0,23	0,002	0,004	0,05	0,02	0,01	0,01	0,63	0,01	0	trazas	0,002	0,03	0
E4	0,025	0,42	0,39	0,41	14,95	0,32	0,06	0,002	0,005	0,02	0,08	0,01	0,02	1,05	0,005	0	0	0	trazas	0,05
E5	0,020	0,45	0,45	0,45	18,63	0,39	0,15	0,002	0,012	0,03	0,03	0,01	0,01	1,25	0,01	0	0	0	0	0,1
V1	0,033	0,5	1,0	0,48	13,50	0,11	0,10	0,004	0,009	0,01	0,045	0,02	0	0,8	0,20	0	0	0	0	0
V2	0,008	0,82	0,5	0,22	17,05	0,12	0,45	0,003	0,008	0,003	trazas	0	0	0	0	0	0	0	0	0
V3	0,015	0,45	0,42	0,03	15,20	0,10	0,08	0,002	0,008	0,002	0,30	0	0	0	0	0	0	0	0	0
V4	0,015	0,65	0,52	0,004	18,00	0,15	0,02	0,003	0,015	0,005	0,35	0	0	0	0	0	0	0	0	0
V5	0,012	0,55	0,85	0,03	14,60	0,15	0,05	0,003	0,010	0,02	0,22	0,012	0	0,23	0,08	0	0	0	0	0
V6	0,090	0,32	0,38	0,002	12,45	0,15	0,05	0,002	0,028	0	0,008	0	0	trazas	0	0	trazas	0,02	0	0
V7	0,012	0,48	1,76	0,25	20,11	0,25	1,84	0,003	0,010	0	0,005	0,020	0,01	0,02	0	0,12	0,02	0	0	0
V8	0,040	0,60	1,62	0,03	18,40	8,60	0,02	0,003	0,072	0,020	0,010	0	0	3,00	0	0,12	0,02	trazas	0	0

ES 2 347 255 T3

TABLA II

Aleación	K1	K2	K3	Microtratamiento mecánico E/L			
				BV = 1 - E/L	BG/mm	BWG	Idoneidad
E1	11,25	2,93	0,84	0,00	0,03	1	muy buena
E2	5,67	2,47	0,83	0,00	0,05	1	muy buena
E3	4,50	1,67	0,91	0,05	0,08	1	Buena
E4	5,20	1,87	0,89	0,00	0,04	1	muy buena
E5	4,00	2,34	0,82	0,00	0,03	1	muy buena
V1	2,27	1,14	1,00	0,58	0,24	3	muy buena
V2	0,38	1,38	1,00	0,65	0,28	3	mala
V3	20,13	0,13	1,00	0,83	0,14	4	muy mala
V4	23,67	0,01	1,00	0,77	0,12	4	mala
V5	21,00	0,14	1,00	0,55	0,21	3	mala
V6	0,09	0,00	1,00	0,78	0,19	4	mala
V7	2,92	1,14	1,00	0,61	0,28	2	mala
V8	0,75	0,03	1,00	0,68	0,32	4	muy mala

REIVINDICACIONES

- 5 1. Acero al cromo constituido por
de 14% a 20% de cromo
de 0,005% a 0,05% de carbono
10 hasta 0,01% de nitrógeno
de 0,2% a 0,6% de silicio
de 0,3% a 1,0% de manganeso
15 de 0,1% a 1,0% de molibdeno
hasta 0,8% de níquel
de 0,2% a 1,0% de cobre
20 0,02% a 0,2% de selenio
de 0,01% a 0,1% de arsénico
25 así como individualmente o unos junto a otros
de 0,01% a 0,1% de plomo
30 de 0,01% a 0,5% de bismuto
de 0,01% a 0,1% de antimonio
de 0,005% a 0,08% de vanadio
35 de 0,005% a 0,08% de titanio
de 0,005% a 0,08% de niobio
40 de 0,005% a 0,08% de zirconio
de 0,15% a 0,65% de azufre
hasta 0,20% de telurio,
45 y el resto, inclusive unas impurezas causadas por fusión, hierro.
- 50 2. Acero al cromo de acuerdo con la reivindicación 1 constituido por
de 14% a 18% de cromo
de 0,01% a 0,03% de carbono
55 hasta 0,01% de nitrógeno
de 0,3% a 0,5% de silicio
de 0,4% a 0,7% de manganeso
60 de 0,1% a 0,6% de molibdeno
hasta 0,5% de níquel
de 0,2% a 0,6% de cobre
65 de 0,02% a 0,2% de selenio
de 0,01% a 0,05% de arsénico

ES 2 347 255 T3

así como individualmente o unos junto a otros

de 0,01% a 0,05% de plomo

5 de 0,01% a 0,3% de bismuto

de 0,01% a 0,05% de antimonio

10 de 0,005% a 0,08% de vanadio

de 0,005% a 0,08% de titanio

15 de 0,005% a 0,08% de niobio

de 0,005% a 0,08% de zirconio

de 0,15% a 0,65% de azufre

20 de 0,01% a 0,20% de telurio,

y el resto, inclusive unas impurezas causadas por fusión, hierro.

25 3. Acero al cromo de acuerdo con la reivindicación 1 ó 2, **caracterizado** por la condición

$$K1 = (\%Ti + \%V + \%Nb + \%Zr) / (\%C) = \text{de } 3 \text{ a } 12.$$

30 4. Acero al cromo de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 3, **caracterizado** por la condición

$$K2 = (\%S + 3\%Se + 3\%Te) / 10 (\%C + \%N) = \text{de } 1,5 \text{ a } 3,5.$$

35 5. Acero al cromo de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 4, **caracterizado** por la condición

$$(\%S) / (\%S + \%Se + \%Te) = \text{de } 0,68 \text{ a } 0,98.$$

40 6. Procedimiento para el tratamiento térmico de un acero deformado en frío, que tiene una composición de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 5, **caracterizado** porque el acero, después de por lo menos una deformación en frío con un grado de deformación de en total de 65% hasta 90%, se recuece durante 30 a 60 minutos a 750 hasta 1.080°C.

45 7. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 6, **caracterizado** porque el acero se enfría desde la temperatura de recocido en el transcurso de 30 hasta 180 minutos, mediando una débil aportación de energía, hasta una temperatura de 700 a 500°C.

8. Procedimiento de acuerdo con la reivindicación 7, **caracterizado** porque durante el enfriamiento la temperatura del acero se mantiene casi constante por lo menos una vez durante 10 a 30 minutos.

50 9. Procedimiento de acuerdo con una de las reivindicaciones 6 a 8, **caracterizado** porque el acero se somete finalmente durante por lo menos 30 minutos a un calentamiento hasta como máximo 450°C.

55 10. Utilización de una aleación de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 9 para la producción de unos objetos destinados al tratamiento con herramientas conformadoras.

11. Utilización de una aleación de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 9 como material de trabajo para unos objetos, que son producidos mediante una micromecanización por arranque de virutas.

60 12. Utilización de una aleación de acuerdo con las reivindicaciones 1 a 9 para la producción de boquillas para impresoras, puntas de minas de bolígrafos, toberas de inyección para equipos químicos y electrónicos, boquillas y toberas de hilatura así como unos objetos con pequeñas dimensiones y/o rebajos.

65

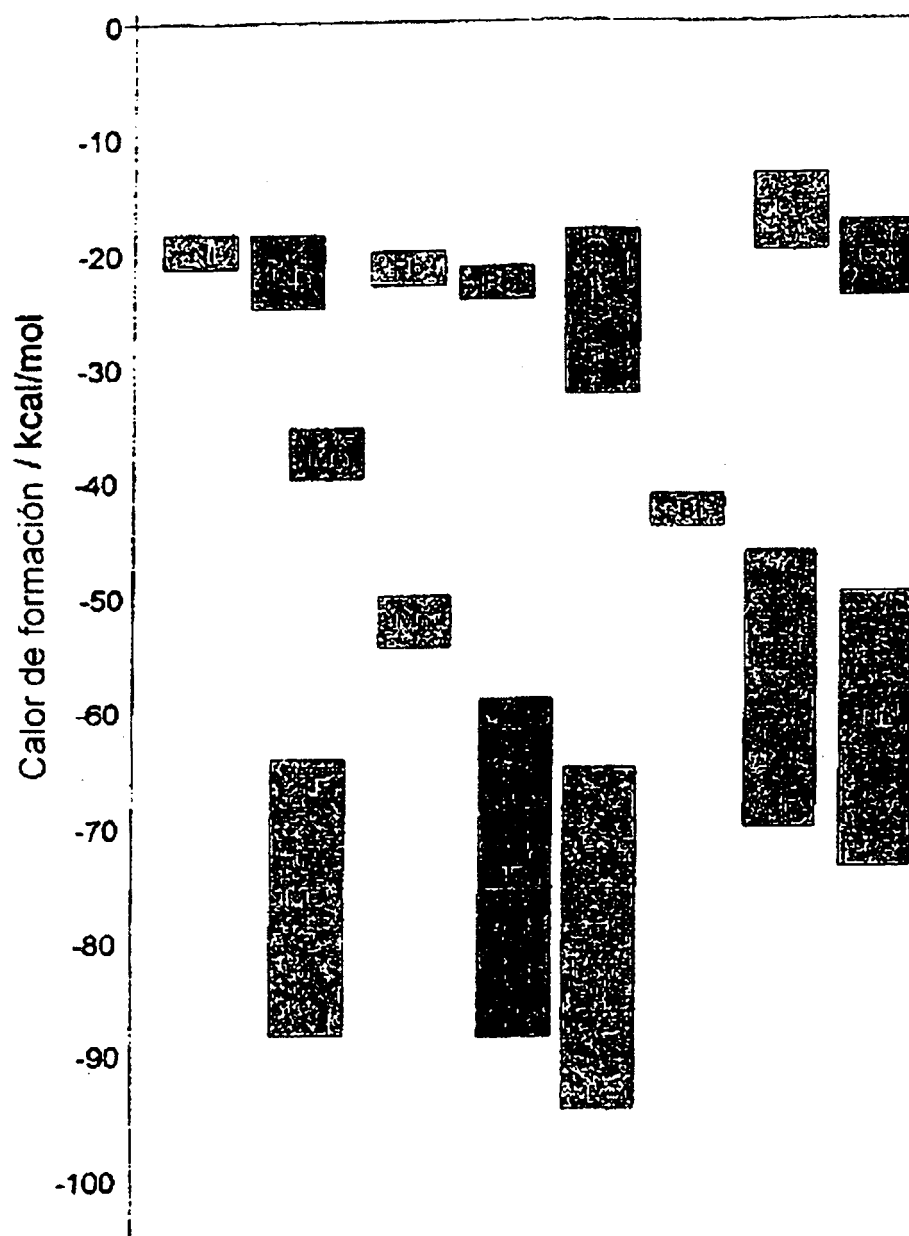




Fig. 1: Calor de formación de segregaciones

 sulfuros
 selenuros

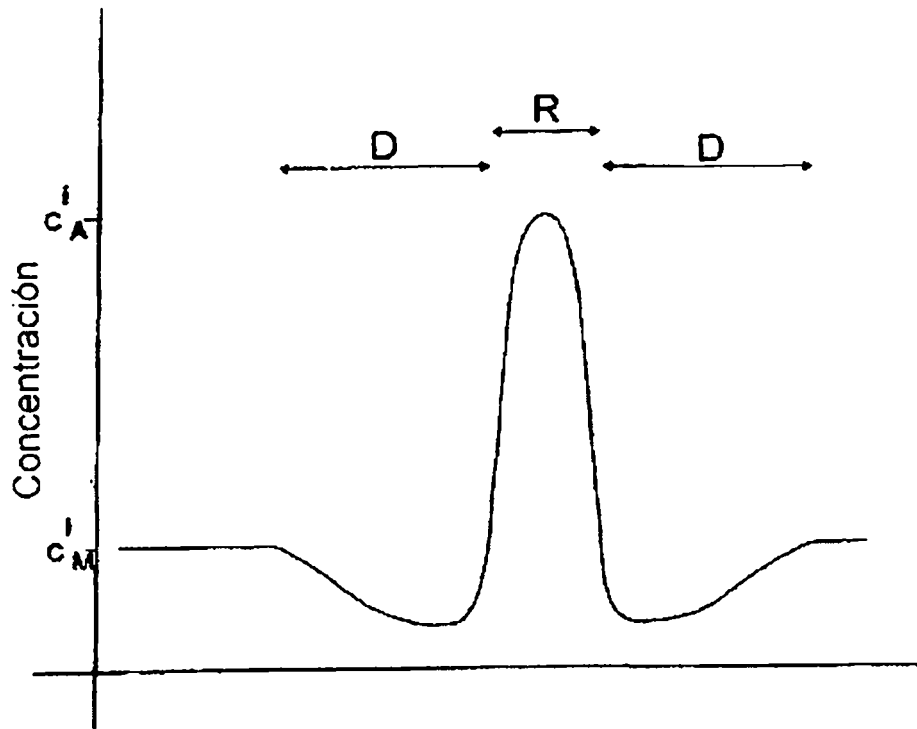


Figura 2 Evolución de la concentración de elementos de una segregación

R: tamaño de la segregación

D_i : zona de empobrecimiento causada por difusión

c_M : concentración promedia en la matriz

c_A : concentración en la segregación

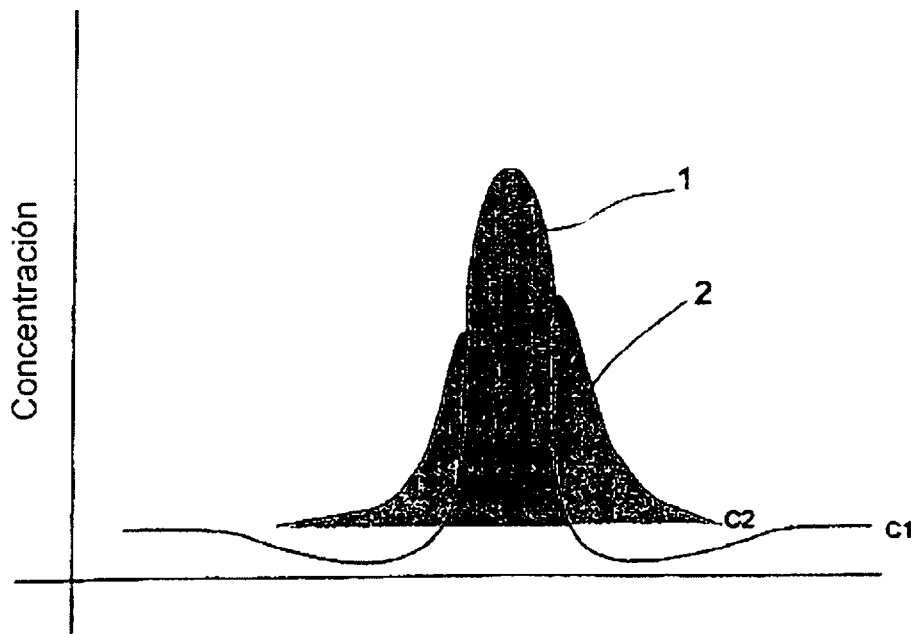


Fig 3: Segregación (1) con una zona de agente lubricante (2)

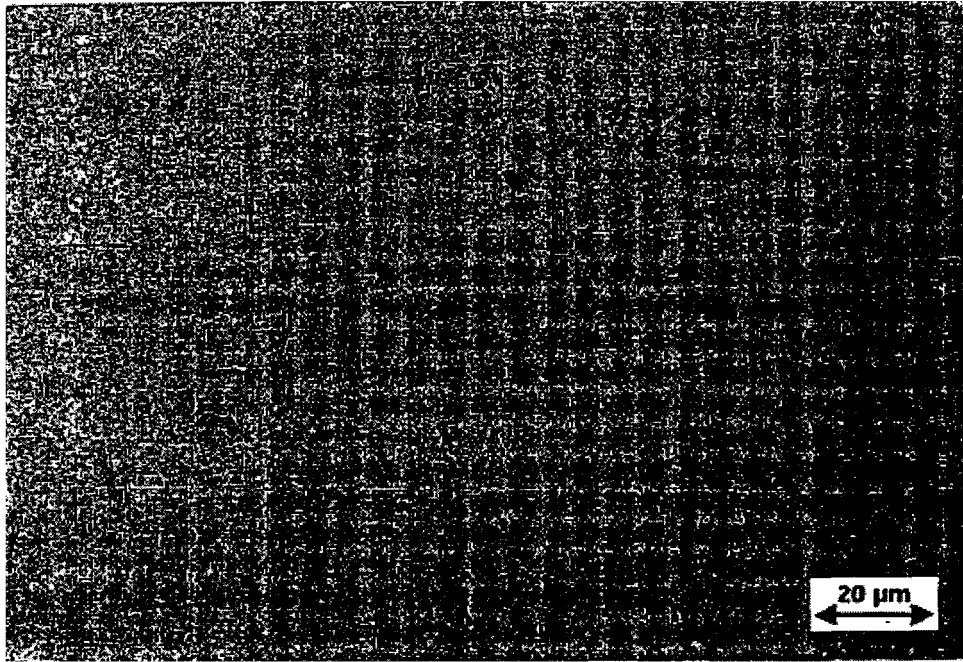


Fig. 4 :

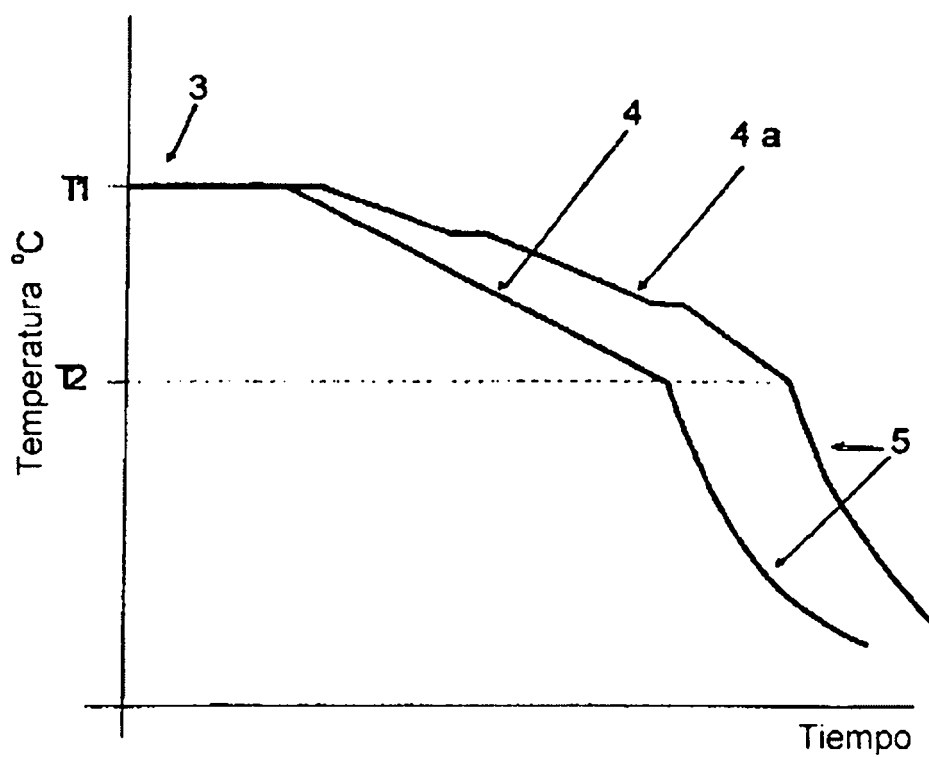
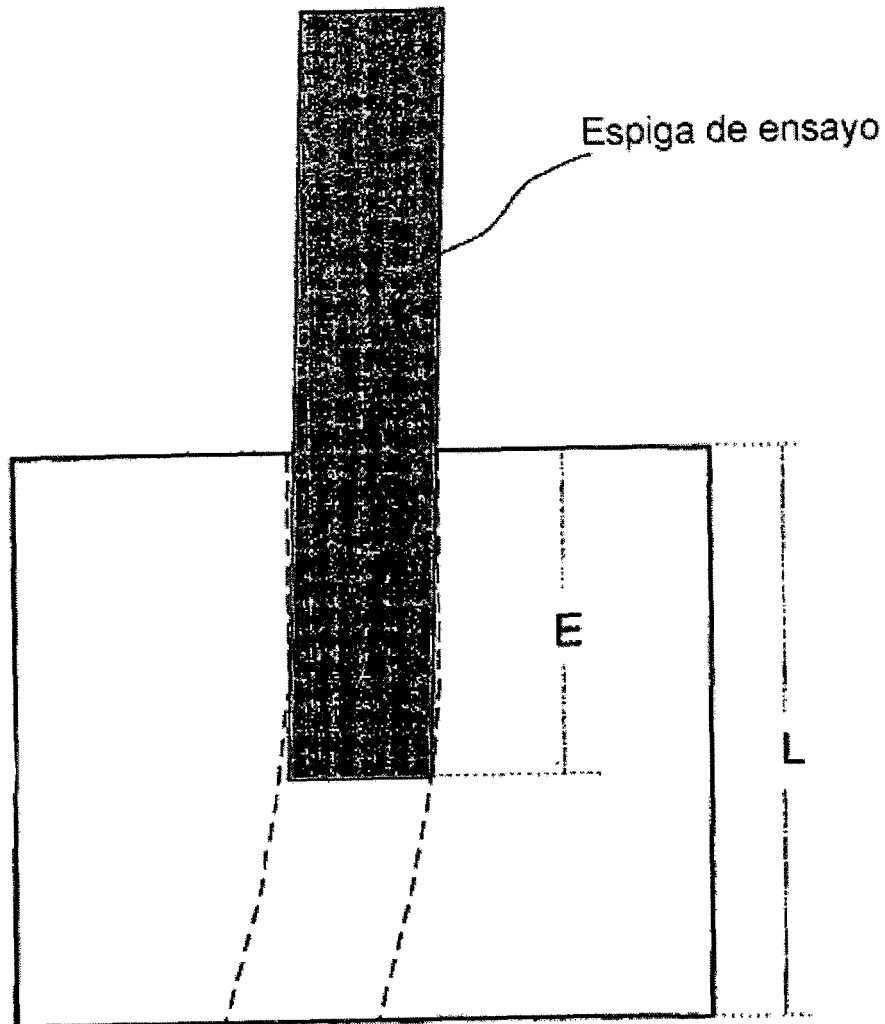


Figura 5: Tratamiento térmico

- (3): zona de temperatura constante
- (4): enfriamiento lineal regulado
- (5): enfriamiento en presencia de aire
- (4a): enfriamiento alternativo (en forma de escalera)



$$BV = 1 - \frac{E}{L}$$

Figura 6: Valoración de la evolución del taladro mediante una determinación de BV.

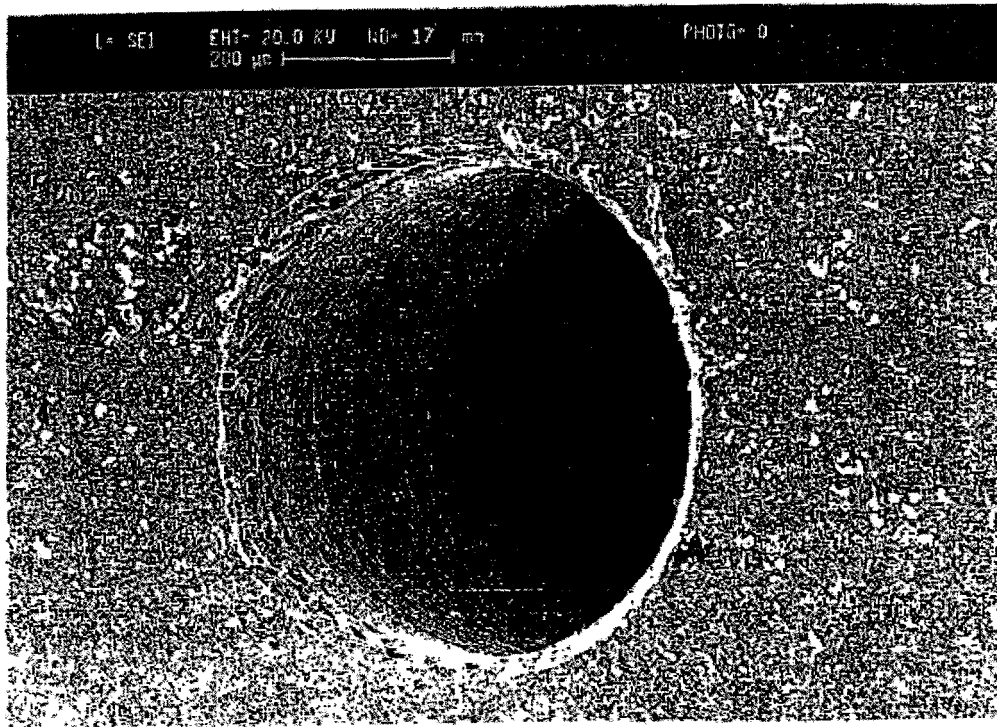


Fig 7

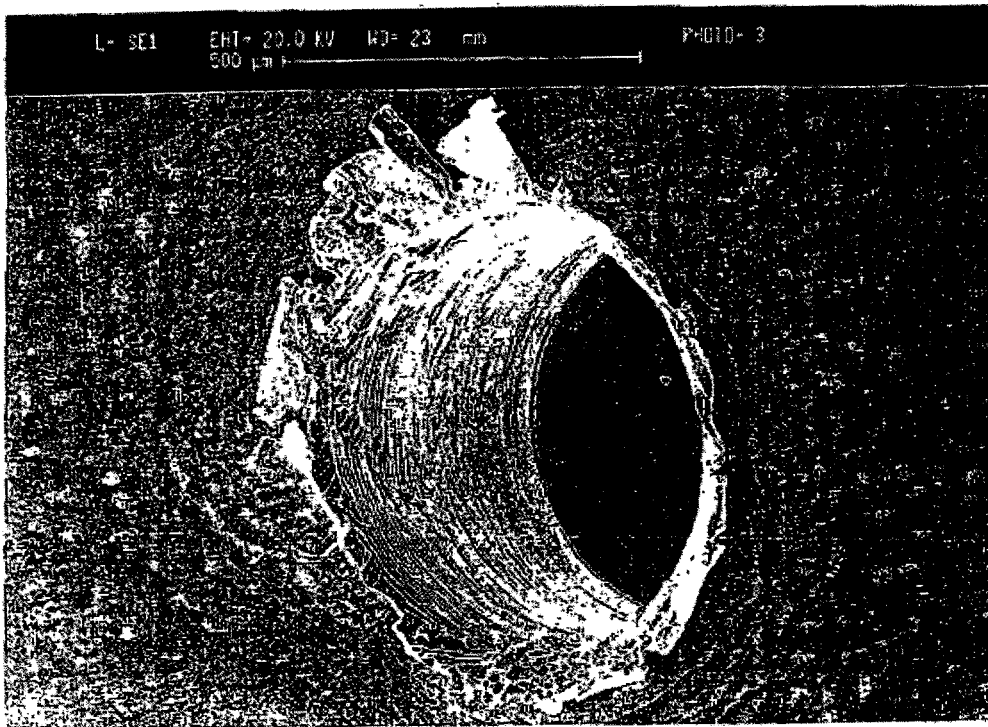


Figura 8: Canal de taladrado en el caso de la muestra V8.

BV = 0,68

BG = 0,3

BWG = 4