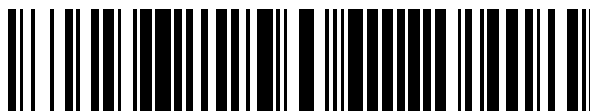


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 797 627**

51 Int. Cl.:

C21D 6/00	(2006.01)	C22C 38/58	(2006.01)
C21D 1/20	(2006.01)	C22C 38/02	(2006.01)
C22C 38/26	(2006.01)	C22C 38/22	(2006.01)
C22C 38/28	(2006.01)	C22C 38/24	(2006.01)
C22C 38/38	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)
C22C 38/44	(2006.01)	C21D 1/00	(2006.01)
C22C 38/46	(2006.01)		
C22C 38/48	(2006.01)		
C22C 38/50	(2006.01)		
C22C 38/54	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **07.05.2013 PCT/EP2013/059542**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **14.11.2013 WO13167628**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **07.05.2013 E 13720957 (3)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **04.03.2020 EP 2847358**

54 Título: **Tratamientos térmicos bainíticos tenaces en aceros para herramientas**

30 Prioridad:

07.05.2012 EP 12166949

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

03.12.2020

73 Titular/es:

**VALLS BESITZ GMBH (100.0%)
Geibelstrasse 5
12205 Berlin, DE**

72 Inventor/es:

VALLS ANGLÉS, ISAAC

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 797 627 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

Tratamientos térmicos bainíticos tenaces en aceros para herramientas

Campo de la invención

5 La presente invención se refiere a la aplicación de tratamientos térmicos tenaces totalmente y parcialmente bainíticos en ciertos aceros, a menudo aceros para herramientas aleados o aceros que pueden usarse para herramientas y en particular aceros de herramientas para trabajo en caliente. Esta estrategia de tratamiento térmico permite obtener una distribución de propiedades equitativamente homogénea a lo largo de grandes secciones. Las microestructuras resultantes presentan
 10 alta tenacidad. La presente invención se aplica a menudo también a moldes de inyección de plástico de alta tenacidad y a aceros estructurales e incluso a aceros de trabajo en frío y aceros rápidos.

Sumario

15 Los aceros de herramientas a menudo requieren una combinación de diferentes propiedades que se consideran opuestas. Un ejemplo típico puede ser el límite elástico y la tenacidad. Para la mayoría de aceros de herramientas se cree que el mejor compromiso de éstas propiedades se obtiene cuando se lleva a cabo un tratamiento térmico puramente martensítico seguido de los revenidos adecuados, para alcanzar la dureza deseada.

20 Para grandes secciones a menudo es imposible obtener una microestructura martensítica pura a través de toda la sección, y muy a menudo no es posible obtener esa microestructura ni en la superficie. En algunos aceros de herramientas, las microestructuras mixtas con bainita y martensita tienen una tenacidad a fractura particularmente baja que es muy perjudicial para varias aplicaciones, como por ejemplo aquellas dónde la fatiga térmica es el mecanismo de fallo dominante.

25 Para la mayoría de aceros de herramientas, obtener una microestructura martensítica a través de grandes secciones implica el uso de medios de enfriamiento muy severos que pueden llevar fácilmente a grietas.

30 En la mayoría de aplicaciones, la dureza (esto es, la resistencia mecánica o límite elástico) y la tenacidad (resiliencia o tenacidad a fractura) no son las únicas propiedades relevantes para un acero de herramientas, sino que algunas otras propiedades son tan relevantes o como mínimo suficientemente relevantes para ser tenidas en cuenta al diseñar la solución de la herramienta. Estas propiedades pueden ser: resistencia a las condiciones de trabajo (resistencia a la corrosión, resistencia al desgaste, resistencia a la oxidación a altas temperaturas...), propiedades térmicas (difusividad térmica, conductividad térmica, calor específico, coeficiente de expansión térmica...), propiedades magnéticas y/o
 35 eléctricas, resistencia a la temperatura y muchas otras. A menudo estas propiedades son dependientes de la microestructura y por ello se verán modificadas durante el tratamiento térmico. Así, el tratamiento térmico se optimiza para dar el mejor compromiso de propiedades para una aplicación dada.

40 En procesos de moldeo de material el desgaste es principalmente abrasivo y adhesivo, aunque a veces también hay presentes otros mecanismos de desgaste, como el erosivo o el cavitativo. Para contrarrestar el desgaste abrasivo, generalmente se requieren partículas duras en los aceros para herramientas; éstas son normalmente partículas cerámicas como carburos, nitruros, boruros o alguna combinación de ellos. De este modo, la fracción volumétrica, la dureza y la morfología de las llamadas partículas duras determinarán la resistencia al desgaste del material para una aplicación dada. También la dureza de uso del material para herramienta es de gran importancia para determinar la durabilidad del material
 45 bajo condiciones de desgaste abrasivo. La morfología de las partículas duras determina su adherencia a la matriz y el tamaño de las partículas abrasivas exógenas que pueden contrarrestarse sin que se desprendan de la matriz del material para herramienta. La mejor forma de contrarrestar el desgaste adhesivo es usar materiales FGM (*materiales funcionalmente graduados*) normalmente en forma de recubrimiento cerámico en el material para herramienta. En este caso, es muy importante proporcionar un buen soporte para el recubrimiento que normalmente es bastante frágil. Para
 50 proveer un buen soporte para el recubrimiento, el material para herramienta debe ser duro y tener partículas duras. De este modo, para algunas aplicaciones industriales, es deseable tener un material para herramienta con alta difusividad térmica a niveles relativamente elevados de dureza y con partículas duras en forma de carburos secundarios, nitruros y/o boruros y a menudo también partículas duras primarias (en el caso de tener que contrarrestar grandes partículas abrasivas).

55 En algunas aplicaciones la resistencia al ambiente de trabajo está más centrada en la resistencia a la corrosión u oxidación que en el desgaste aunque a veces ambas co-existen. En tales casos es deseable la resistencia a la oxidación a la temperatura de trabajo o la resistencia a la corrosión contra agentes agresivos. Para esas aplicaciones a menudo se emplean aceros de herramientas con resistencia a la corrosión, con diferentes niveles de dureza y con diferentes
 60 resistencias a la abrasión dependiendo de la aplicación.

Los gradientes térmicos son la causa del choque térmico y de la fatiga térmica. En muchas aplicaciones, no se consiguen estados estacionarios de transmisión debido a los cortos tiempos de exposición o a las cantidades limitadas de energía de la fuente que causa el gradiente de temperatura. La magnitud del gradiente térmico para materiales para herramientas

también es función de su conductividad térmica (la proporcionalidad es inversa para todos los casos con un número de Biot suficientemente pequeño).

5 Por lo tanto, en una aplicación específica con una función de densidad de flujo térmico específico, un material con una conductividad térmica superior está sujeto a una menor carga en la superficie, puesto que el gradiente térmico resultante es menor. Lo mismo aplica cuando el coeficiente de expansión térmica es inferior y el módulo de Young es menor.

10 Tradicionalmente, en muchas aplicaciones donde la fatiga térmica es el mecanismo de fallo principal, como en muchos procesos de colada o en casos de extrusión de aleaciones ligeras, es deseable maximizar la conductividad y la tenacidad (generalmente la tenacidad a fractura y CVN).

15 La mayoría de las aplicaciones de forja usan una dureza en el rango de 48-54 HRc, el moldeo por inyección de plástico se ejecuta preferentemente con herramientas que tienen una dureza alrededor de 50-54 HRc, pero para grandes moldes de inyección de plástico a menudo se utilizan materiales pre-tratados a 30-45 HRc, la fundición de aleaciones de zinc a menudo se realiza con herramientas que presentan una dureza en el rango de 47-52 HRc, mientras que el latón y el aluminio se moldean más a menudo en matrices con 35-49 HRc, la estampación en caliente de chapas recubiertas se realiza principalmente con herramientas que presentan una dureza de 48-54 HRc y para las chapas no recubiertas 54-58 HRc. Para aplicaciones de embutición y corte la dureza más ampliamente utilizada está en el rango de 56-66 HRc. Para algunas aplicaciones de corte fino se utilizan durezas aún superiores en los 64-69 HRc. En casi todos los casos de las diferentes aplicaciones descritas en este párrafo, la resiliencia, la tenacidad a fractura o ambas son de gran importancia.

20 Una ventaja adicional de los tratamientos térmicos bainíticos es que pueden lograrse con una velocidad de enfriamiento menos abrupta. Para algunos aceros de herramientas pueden dar también una microestructura similar para una sección más gruesa. Para algunos aceros de herramienta con una transformación bainítica retardada es posible alcanzar una microestructura bainítica perfectamente homogénea a lo largo de una sección extremadamente grande.

25 Por desgracia, es bien sabido que los aceros de herramientas con microestructuras que presentan una porción considerable de bainita en una microestructura intencionadamente martensítica presentan baja tenacidad y en particular baja tenacidad a fractura.

30 No obstante, la bainita puede ser muy fina y proporcionar alta dureza y tenacidad si la transformación se produce a temperaturas suficientemente bajas. Muchas aplicaciones requieren alta tenacidad, tanto resiliencia como tenacidad a fractura. En aplicaciones de inyección de plástico a menudo las paredes delgadas (en términos de sección resistente) se someten a altas presiones. Cuando esas paredes son altas se genera un gran momento en la base que a menudo tiene un radio pequeño, y por lo tanto se requieren altos niveles de tenacidad a fractura. En aplicaciones de trabajo en caliente, los aceros a menudo se someten a severos ciclos térmicos, llevando a grietas en las esquinas o a la propagación de grietas por fatiga en la superficie. Para evitar la rápida propagación de esas grietas es también importante para esos aceros tener una tenacidad a fractura a la temperatura de trabajo tan alta como sea posible. Se han puesto muchos esfuerzos en alcanzar estructuras puramente martensíticas en esas aplicaciones, bien a través de alear adecuadamente para retrasar la cinética de transformación bainítica, o bien a través del desarrollo de métodos para aumentar la velocidad de enfriamiento pero evitando el agrietamiento. Los autores han observado que lo que es muy perjudicial para la tenacidad, y sobre todo para la tenacidad a fractura es la mezcla de martensita y bainita, incluso para pequeñas cantidades de ésta última. Pero si la bainita es la única fase presente, o al menos es fuertemente dominante, y especialmente si la bainita es una bainita inferior fina entonces pueden alcanzarse valores muy altos de tenacidad, y también tenacidad a fractura a altas temperaturas. Los autores han observado también que incluso para bainita superior y más gruesa, cuando el nivel de aleación es suficientemente alto y se sigue la estrategia adecuada de revenido, entonces la mayoría de la cementita gruesa puede reemplazarse por carburos más finos y se alcanzan buenos valores de tenacidad especialmente a altas temperaturas. Como se ha mencionado los tratamientos térmicos martensíticos son a menudo difíciles de alcanzar para grandes secciones, o podrían implicar alear lo que es perjudicial para otras propiedades.

50 Los inventores han observado que una posible forma de alcanzar valores altos y uniformes de tenacidad en herramientas que requieren grandes secciones y elevadas propiedades mecánicas es a través de conseguir un mínimo de 70% de microestructura bainítica (preferiblemente más del 80% e incluso más del 90%) en aceros de herramientas, o aceros altamente aleados, con una temperatura de inicio de transformación martensítica suficientemente baja y logrando la mayoría de la transformación bainítica a una temperatura lo suficientemente cerca de la temperatura de inicio de transformación martensítica para tener una microestructura bainítica fina. Como alternativa para aplicaciones que requieren tenacidad a temperaturas más altas, el problema puede resolverse con la presencia de suficientes elementos de aleación y la adecuada estrategia de revenido para reemplazar la mayoría de Fe₃C con otros carburos y así lograr alta tenacidad incluso para bainita más gruesa. También se puede utilizar la forma tradicional en ciertos casos, que consiste en evitar Fe₃C gruesos y/o su precipitación en los límites de granos mediante la adición de elementos que promueven su nucleación como Al, Si... También es ventajoso para la mayoría de las aplicaciones utilizar tratamientos termo-mecánicos que conduzcan a refinar el tamaño de grano final.

Estado del arte

Los aceros super-bainíticos o los aceros bainíticos de alta resistencia son aceros de baja aleación desarrollados por H.K.D.H. Bhadeshia et al. donde se usan transformaciones bainíticas de baja temperatura para alcanzar elevadas propiedades mecánicas (como ejemplo se puede tomar: *Very strong low temperature bainite*, F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia et al., en: *Materials Science and Technology*, marzo de 2002, Vol. 18, pág. 279-284. DOI 10.1179/026708301225000725). Estos son aceros con baja temperatura de inicio de transformación martensítica debido principalmente a su alto contenido en carbono y con una cinética de transformación lenta para las fases de equilibrio (especialmente ferrita/perlita y bainita superior). Los aceros de herramienta de la presente invención dependen de un nivel de aleación superior para obtener las propiedades mecánicas deseables y normalmente contenidos de %Ceq menores. Como consecuencia, las temperaturas de transformación para la presente invención son a menudo superiores llevando a una menor resistencia mecánica en la condición "templada", que normalmente no es la condición de uso.

JP2000226635 A describe un acero de herramientas en caliente con un alto nivel de resistencia a la temperatura y tenacidad. La estructura en el momento del temple está formada por martensita+bainita con un ratio bainítico de 5 a 80%.

Descripción detallada de la invención

La presente invención se basa en una combinación de aleación y tratamientos térmicos y cómo se aplican esos tratamientos térmicos. La microestructura preferida es predominantemente bainítica, más de 80%, más preferiblemente más de 86% vol % y aún más preferiblemente más de 92% vol %, ya que es normalmente el tipo de microestructura más fácil lograr en secciones grandes y también porque puede ser muy tenaz cuando se siguen los pasos indicados.

Para algunas aplicaciones, especialmente aquellas que requieran secciones grandes con materiales que presentan una templabilidad limitada en el régimen bainítico, se preferirá la bainita de Alta Temperatura ya que es la primera bainita que se forma cuando se enfría el acero después de la austenitización. En este documento la bainita de Alta Temperatura se refiere a cualquier microestructura formada a temperaturas superiores a la temperatura correspondiente a la nariz bainítica en el diagrama TTT pero por debajo de la temperatura donde termina la transformación ferrítico/perlítica. Aunque en la literatura la bainita de Alta temperatura sólo se refiere a bainita superior, en la presente invención se refiere a ambas bainita superior e inferior, la última se puede formar ocasionalmente en pequeñas cantidades también en tratamientos isotérmicos a temperaturas por encima de la de la nariz bainítica. Para las aplicaciones que requieren alta y fácil templabilidad, la bainita de alta temperatura debe ser del tipo mayoritario de bainita y así de toda la bainita se prefiere que al menos el 50% vol %, preferiblemente el 65% vol %, más preferiblemente el 75% vol % y aún más preferiblemente más del 85% vol % sea Bainita de Alta Temperatura. Como es bien sabido en términos metalúrgicos, la bainita es uno de los productos de descomposición cuando la austenita no se enfría bajo equilibrio termodinámico. Consiste en una estructura fina no-laminar de cementita y placas de ferrita ricas dislocadas ya que es un proceso sin difusión. La alta concentración de dislocaciones en la ferrita presente en la bainita hace a ésta ferrita más dura de lo que normalmente sería. A menudo la bainita de alta temperatura será predominante. La bainita superior se refiere a la microestructura bainítica gruesa formada en el rango de temperaturas más alto dentro de la región bainítica, que se ve en un diagrama TTT temperatura-tiempo-transformación, que a su vez, depende de la composición de los aceros. La bainita fina se refiere cualitativamente al tamaño de las placas o plumas de ferrita, que en este caso significa que son pequeñas; por el contrario, para los tamaños de pluma grande la bainita es conocida como bainita gruesa. Por otro lado, fases estables como la ferrita o la perlita no son en términos generales estructuras muy deseables a alcanzar durante el tratamiento térmico. Los inventores han visto que una manera de aumentar la tenacidad de la Bainita de Alta Temperatura, incluyendo la Bainita Inferior y Superior, es reduciendo el tamaño de grano, y así para la presente invención, cuando se requiera bainita superior tenaz son ventajosos tamaños de grano ASTM 8 o más, preferiblemente 10 o más y más preferiblemente 13 o más. Los inventores también han visto que se pueden obtener valores de tenacidad sorprendentemente altos con Bainita de Alta Temperatura cuando se usan microestructuras donde se ha suprimido la cementita, se ha reducido fuertemente o su morfología se ha alterado a laminas más finas o incluso más, cuando la cementita es globulizada. Para bainitas que incluyen austenita retenida, se aplica lo mismo para la morfología de la fase de austenita retenida. Esto es lo que se conoce como Bainita Tenaz de Alta Temperatura en esta aplicación: bainita de alta temperatura con tamaño de grano pequeño y/o bainita con poca cementita y/o bainita de alta temperatura con morfología de láminas finas o globulares. Para algunas aplicaciones es claramente preferible a tener la mayoría de la bainita de alta temperatura como bainita tenaz de alta temperatura, más de un 60%, preferiblemente más de un 78% y aún más preferiblemente más de un 88% en porcentaje en volumen. Los inventores han visto que especialmente para aleaciones con un bajo %Si (inferior al 1%, especialmente inferior al 0,6% y aún más especialmente inferior al 0,18%), altos contenidos de bainita globular ofrecen una resiliencia muy alta que es de gran interés para varias aplicaciones; en este caso es deseable tener un 34% o más de toda la bainita que sea de morfología globular, preferiblemente 55% o más, más preferiblemente 72% o más y más preferentemente 88% o más. En algunos casos es incluso posible tener toda la bainita con una morfología globular. Cuando se combina con un tamaño de grano pequeño como se describió anteriormente para la Bainita de Alta Temperatura en general, incluso se pueden lograr inesperados altos valores de tenacidad a fractura. Para algunas aplicaciones tener algo de ferrita y o perlita no es demasiado perjudicial, pero para la mayoría de las aplicaciones la ferrita/perlita no será deseable o a lo sumo un 2% o eventualmente un 5%. Las aplicaciones más tolerantes a la presencia de ferrita/perlita pueden permitir hasta un 10% o incluso un 18%. En una microestructura bainítica generalmente la presencia de martensita conduce a una disminución en la tenacidad a fractura; para aplicaciones donde la tenacidad a fractura no es tan importante no hay ninguna restricción en la fracción de bainita y martensita, pero las aplicaciones donde

la tenacidad a fractura importa en las estructuras predominantemente bainíticas se preferirá la ausencia de martensita o a lo sumo su presencia hasta un 2% o eventualmente un 4%. Para algunas composiciones un 8% o incluso un 17% de martensita podría ser tolerable y todavía mantener un nivel de tenacidad a fractura elevado. Si se desea elevada tenacidad a fractura a bajas temperaturas, en grandes secciones, hay dos posibles estrategias a seguir para los aceros de la presente invención dentro de los tratamientos térmicos predominantemente bainíticos. O bien alea el acero para asegurar que la temperatura de transformación martensítica es lo suficientemente baja (normalmente inferior a 480°C, preferiblemente inferior a 400°C, más preferiblemente inferior a 340°C, incluso más preferiblemente inferior a 290°C e incluso inferior a 240°C. Para bainita extremadamente fina, pero a menudo asociada a una cinética de transformación muy lenta, la temperatura de transformación debe estar por debajo de 220°C, preferiblemente por debajo de 180°C e incluso por debajo de 140°C) y toda la cinética de transformación a las estructuras estables no tan deseables (ferrita/perlita, bainita superior) suficientemente lenta (al menos 600 segundos para un 10% de transformación de ferrita/perlita, preferiblemente más de 1200 segundos para un 10% de transformación de ferrita/perlita, más preferiblemente más de 2200 segundos para un 10% de transformación de ferrita/perlita e incluso más de 7000 segundos para un 10% de transformación de ferrita/perlita. También más de 400 segundos para un 20% de transformación en bainita, preferiblemente más de 800 segundos para un 20% de bainita, más preferiblemente más de 2100 segundos para un 20% de bainita e incluso más de 6200 segundos para un 20% de bainita) para poder realizar un tratamiento térmico predominantemente de bainita fina (al menos 50% vol %, preferiblemente 55% vol %, preferiblemente más de 60% vol % e incluso más preferiblemente más de 70% vol %). Alternativamente el contenido de aleación con respecto a los elementos con mayor propensión que el Fe a alearse con el %C, %N y %B tiene que escogerse para ser lo suficientemente alto. Los elementos que tienen una afinidad por el carbono superior a la del hierro son Hf, Ti, Zr, Nb, V, W, Cr, Mo como los más importantes y se referirán en este documento como formadores de carburo fuertes (se tiene que poner especial atención ya que esta definición no coincide con la definición más común en la literatura donde a menudo el Cr, W e incluso Mo y V no se refieren como formadores de carburo fuertes). Los elementos con mayor afinidad por el carbono que el Fe forman sus respectivos carburos o una combinación de ellos antes de que se pueda formar el carburo de hierro, de ahora en adelante se referirán como carburos aleados. Dependiendo del propio carburo, las propiedades pueden variar. Mas delante de describen casos especiales dependiendo de las propiedades particulares buscadas. En este sentido, es más significativa la presencia de %Mn, %V, %Nb, %Zr, %Ta, %Hf, en menor extensión %Cr y todos los otros formadores de carburos. A menudo estará presente más de un 3% de la suma de los elementos con mayor afinidad por el carbono que el hierro, preferiblemente más de un 6,2%, más preferiblemente más de 7,2% e incluso más de 8,4%. Además cualquier tratamiento termo-mecánico que conduzca a refinar el tamaño de grano final es ventajoso, especialmente para tratamientos térmicos predominantemente bainíticos porque entonces el efecto no es sólo en la mejora de tenacidad, sino también en el aumento de templabilidad, lo mismo puede decirse para los tratamientos que evitan la precipitación de carburos en los límites de grano. Ese tratamiento puede ser, por ejemplo, un primer paso a altas temperaturas por encima de 1.020 °C para engrandecer el tamaño de grano austenítico (ya que es un proceso de difusión, a mayor temperatura menor el tiempo requerido; la deformación también puede introducirse a través de deformación mecánica pero la recristalización se evita en este punto). A continuación, el acero se enfría lo suficientemente rápido para evitar la transformación en microestructuras estables (ferrita/perlita y también bainita tanto sea posible) y también para minimizar la precipitación de carburos. Finalmente el acero se libera de tensiones a una temperatura cercana a Ac1. Esto promoverá la nucleación de granos muy finos en el tratamiento térmico final, especialmente si es predominantemente bainítico.

Hay bastantes informes en la literatura acerca de la existencia de bainita inferior muy tenaz bajo algunas condiciones bastante restrictivas que conducen a un mal desempeño tribológico para algunas aplicaciones. Los inventores han visto que esto puede resolverse con el uso de carburos aleados, cuando el %C está bien equilibrado como se explica en más detalle más adelante. En general, para estas aplicaciones es deseable tener un 3% o más de formadores de carburos más fuertes que el hierro, preferiblemente un 3,2% o más, más preferiblemente un 4,6 o más, o incluso 7,6 o más. Hay incluso menos informes en la literatura sobre la existencia de estructuras de bainita tenaz en el régimen de bainita de alta temperatura, como por ejemplo bainita globular o globalizada, y siempre se asocia a contenidos bajos de %C, normalmente en el rango de %C < 0,2 en porcentaje en peso. Mientras que esta estructura es muy deseable para muchas aplicaciones de la presente invención, la mayoría de esas mismas aplicaciones requieren propiedades mecánicas y tribológicas que se alcanzan con extrema dificultad con estos bajos contenidos de %C. Los inventores han visto que, sorprendentemente, en la presente invención esas estructuras pueden alcanzarse para contenidos de %C considerablemente mayores. Es una peculiaridad de la presente invención tener simultáneamente bainita tenaz de alta temperatura y más de 0,21% en peso de %C, preferiblemente más del 0,26%, más preferiblemente más de 0,31%, incluso más preferiblemente más de 0,34%, e incluso más de 0,38%. La forma en que esto se logra es teniendo parte del %C nominal -el %C teórico total del acero- no participando en la transformación de austenita a bainita. Una manera efectiva de hacerlo es tener parte del %C unido a los carburos justo antes de que comience la transformación y durante la transformación. Esto se puede lograr no disolviendo todos los carburos durante la austenización, o mediante la realización de un enfriamiento controlado de modo que la precipitación de carburos se lleve a cabo antes de la transformación bainítica. En este sentido, es ventajoso para algunas aplicaciones de la presente invención tener un 5% o más del peso nominal de %C en forma de carburos formados antes de la transformación bainítica, preferiblemente un 8% o más, más preferiblemente un 12% o más e incluso un 23% o más. Hay que tener en cuenta que en términos metalúrgicos, la composición de los aceros normalmente se da en términos de Ceq, que se define como el carbono de la estructura teniendo en cuenta no sólo el carbono en sí mismo, o carbono nominal, sino también todos los elementos que tienen un efecto similar en las estructuras cúbicas del acero, normalmente son B, N. Durante esta última descripción, el carbono se refería sólo al contenido de carbono, o carbono nominal.

Las microestructuras martensíticas o bainíticas son a menudo más bien frágiles justo después del temple y una manera de recuperar un poco de ductilidad y/o tenacidad es reviniéndolas. En este texto se hace referencia a martensita revenida y bainita revenida; en este texto con esta terminología se denomina a una martensita y/o bainita que ha sido sometida a cualquier tipo de calentamiento después de su formación (durante el proceso temple). Este calentamiento conduce en primer lugar a una relajación de la estructura, seguida de una migración de los átomos de carbono (a menudo las microestructuras resultantes reciben nombres particulares en la literatura: Troostita, Sorbita ...), transformación de la austenita retenida si la hay, precipitación de carburos aleados y/o cambio de la morfología y redisolución de cualquier tipo de carburos (cementita y carburos aleados incluidos) entre otros. Qué mecanismos realmente tienen lugar y en qué medida depende de la composición del acero, la microestructura original y de la temperatura y el tiempo de los ciclos de revenido aplicados. Así cualquier calentamiento después del temple (formación de la bainita) conduce a la llamada en este texto Bainita revenida. A menudo, durante la implementación de la presente invención, se lleva a cabo un revenido (que podría ser uno múltiple) durante la fabricación del acero, y otro revenido (que de nuevo podría ser uno múltiple) tiene lugar durante el uso del acero para la fabricación de un componente o herramienta.

La temperatura de austenización en aceros para herramientas está normalmente muy por encima de Ac_3 , ya que a menudo es conveniente llevar la mayoría de los carburos a disolución antes de temprar. Dependiendo de la aplicación final, será más interesante austenizar a temperaturas más bajas, incluso entre Ac_1 y Ac_3 (donde tiene lugar una austenización incompleta). Típicamente las temperaturas de austenización estarán por encima de Ac_3 , pero a menudo por debajo de la temperatura de disolución completa de los carburos, incluso en ausencia de carburos primarios, ya que el crecimiento del grano es directamente proporcional a la temperatura. Los tamaños de grano pequeños normalmente están acompañados de una mayor resistencia mecánica, así que para este propósito las temperaturas más bajas son más convenientes. Si esto se acompaña con poco tiempo, una vez que el núcleo ha alcanzado la temperatura, incluso mejor. Para algunas aplicaciones, estos valores están por debajo de 1040 °C , preferiblemente por debajo de 1020 °C e incluso por debajo de 990 °C . Por el contrario y en función de la composición del acero, si la temperatura de austenización es menor que la temperatura de disolución de algún tipo de carburos, por ejemplo carburos M_6C , los carburos no tienen la posibilidad de redistribuirse a lo largo de la matriz. Los carburos de alta temperatura tienden a aglomerarse a causa de segregaciones metalúrgicas y esto normalmente tiene un efecto negativo en la tenacidad. Se encuentra un mejor desempeño de los carburos cuando son de tamaño pequeño, debido a un aumento de la fuerza a través de los límites de fase. Es aún mejor si están embebidos homogéneamente a lo largo de la matriz. Por lo tanto, para algunas aplicaciones es más conveniente asegurar una disolución máxima de carburos en la austenita de manera que precipiten en el lugar deseado durante los siguientes pasos del tratamiento térmico. Los valores típicos están por encima de 1080 °C , para alguna composición de esta invención por encima de 1110 °C e incluso por encima de 1120 °C . El calentamiento y la austenización pueden llevarse a cabo en cualquier tipo de horno, atmosférico, atmósfera protegida, baño de sales, al vacío.... Deben evitarse un calentamiento desigual o un sobrecalentamiento desde la temperatura especificada. La velocidad de calentamiento debe controlarse, especialmente alrededor del rango de Ac_3 porque la contracción de la estructura cúbica centrada en el cuerpo desde la que la ferrita se transforma en la estructura cúbica centrada en las caras de la austenita puede producir micro fisuras que pueden crecer después.

Una vez que la austenización se ha realizado de la forma preferida, el material se somete a un rápido enfriamiento a una temperatura intermedia o temperatura de transformación T_{int} . Este enfriamiento tiene que ser lo suficientemente rápido como para que no se produzca una transformación masiva de ferrita durante el proceso. Para este propósito, es posible cambiar la pieza a otro horno funcionando a la temperatura especificada, enfriar mediante un baño de sales o cualquier otro método que garantice que no tiene lugar la formación de fases estables como ferrita y/o perlita. Normalmente es deseable menos de un 20% de ferrita o de fases estables, más preferiblemente menos de un 12% y más preferido menos de un 2% o incluso ninguna. El mantenimiento a esta temperatura tiene que ser lo suficientemente largo para minimizar la transformación de austenita a martensita. Al menos 1,5 horas o más, preferiblemente 10h o más, más preferiblemente 24h o más e incluso más preferiblemente 72h o más. A veces, dependiendo del tamaño de las piezas, así como su de aplicación final, se recomiendan incluso tiempos de mantenimiento aún mayores, preferiblemente 90h, más preferiblemente 120h e incluso 200h. T_{int} tiene que estar en el rango donde se pueda formar poca o nada martensita y la mayoría de la microestructura final consista en una microestructura bainítica con constituyentes de tipo carburo finos. Por lo tanto, T_{int} tiene que estar por debajo del inicio de la transformación martensítica (M_s) + 300 °C y por encima de $M_s - 50\text{ °C}$. La estructura final deseada tiene que ser al menos un 70% vol% de microestructura bainítica, preferiblemente un 75% vol%, más preferiblemente un 86% vol% e incluso más preferiblemente más de un 92% vol%. Esto es muy ventajoso cuando la transformación bainítica se realiza a una temperatura T_{int} por debajo de 400 °C , alcanzando una dureza final por encima de 45HRC.

Otras realizaciones preferidas consisten en un enfriamiento de dos pasos desde la temperatura de austenización hasta la temperatura ambiente, dentro del rango de temperatura especificado. Para ello, y para estas realizaciones preferidas, T_{int} será renombrado como T_{int1} y T_{int2} . En cuanto a límite superior para T_{int1} es deseable que esté por debajo de 750 °C , más preferiblemente por debajo de 620 °C , más preferiblemente por debajo de 590 °C e incluso más preferiblemente por debajo de 560 °C ; el límite inferior es deseable que esté por encima de 460 °C , preferiblemente por encima de 495 °C , más preferiblemente por encima de 512 °C e incluso más preferiblemente 523 °C . El tiempo de mantenimiento en este rango de temperatura ($T_{int1} - T_{int2}$) puede variar de varios minutos a varias horas dependiendo del tamaño de la pieza tratada térmicamente y de la falta de transformación en T_{int1} , deseablemente al menos media hora, preferiblemente al menos 1h, más preferiblemente al menos 2h y en algunos casos incluso más de 5h. De hecho la única razón para no quedarse más tiempo es una razón económica; se puede permanecer varios días a la temperatura seleccionada si se desea el límite

superior de T_{int2} es deseablemente por debajo 450°C, preferiblemente por debajo de 420°C, más preferiblemente por debajo de 320°C e incluso más preferiblemente por debajo de 360°C. El límite inferior es deseable que esté por debajo de 350°C, preferiblemente por debajo de 320°C, más preferiblemente por debajo de 250 e incluso más preferiblemente por debajo de 200°C.

5 Por lo tanto, la presente invención es un método para la fabricación de un acero, matriz o herramienta, que comprende proporcionar un acero con un dominio de existencia tanto de bainita como de martensita, caracterizado porque el acero se somete a un tratamiento térmico que comprende los siguientes pasos:

a) Austenización

10 b) Enfriamiento suficientemente rápido para evitar la formación de más de un 20% de fases estables con una temperatura de transformación más alta que la bainita

c) Mantenimiento de la temperatura para transformar al menos un 60% vol de la austenita restante entre $M_s+300^\circ\text{C}$ y $M_s-50^\circ\text{C}$, donde M_s es la temperatura de inicio de la transformación martensítica ,

15 donde más del 80% de la microestructura es bainítica con constituyentes finos del tipo carburo con un CVN superior a 8 Joule dentro de al menos 20mm desde la superficie del acero tratado térmicamente, en línea con la reivindicación 1 adjunta.

La presente invención es muy adecuada para aceros que tienen un inicio de transformación martensítica (M_s) igual o inferior a 540°C, preferiblemente inferior a 480°C, más preferiblemente inferior a 440 e incluso más preferiblemente inferior a 360°C.

La presente invención es ventajosa cuando al tratamiento térmico le sigue al menos un ciclo de revenido deseablemente por encima de 500°C, preferiblemente por encima de 550°C, más preferiblemente por encima de 600°C e incluso más preferiblemente por encima de 620°C. A menudo, es deseable más de un ciclo, más preferiblemente más de un ciclo para separar la cementita aleada para disolver la cementita en solución sólida y para separar los formadores de carburos más fuertes que el hierro.

Alternativamente, para aplicaciones que requieran tenacidad a temperaturas más altas, el problema se puede resolver con la presencia de suficientes elementos de aleación y la estrategia de revenido adecuada para reemplazar la mayoría de Fe_3C con otros carburos y lograr así una alta tenacidad incluso para bainita gruesa. Tras la formación de la bainita el acero se reviene con al menos un ciclo de revenido a una temperatura por encima de 500°C para asegurar que una porción significativa de la cementita se sustituye por estructuras de tipo carburo que contienen formadores de carburos más fuertes que el hierro. También se puede usar la forma tradicional en ciertos casos, que consiste en evitar Fe_3C grueso y/o su precipitación en los límites de grano con las adiciones de elementos que promueven su nucleación como Al, Si...

En aún una realización adicional del método de la invención, al menos un 70% de la transformación bainítica se hace a temperaturas inferiores a 400°C y/o el tratamiento térmico incluye al menos un ciclo de revenido a una temperatura superior a 500°C para asegurar la separación de los formadores de carburos fuertes, de forma que la mayoría de la microestructura alcanzada, con la excepción de la eventual presencia de carburos primarios, se caracteriza por la minimización de carburos secundarios bastos, en particular al menos un 60% en volumen de los carburos secundarios tiene un tamaño de 250 nm o menos, de tal manera que se alcanza una dureza de 10 J CVN o más.

En una realización adicional del método de la invención, se elige la estrategia de composición y de revenido de manera que se forman carburos de tipos secundarios de alta temperatura de separación, tales como los tipos MC, tipo MC o similar como M_4C_3 , M_6C y M_2C , de tal manera que se puede obtener una dureza superior a 47 HRc incluso después de mantener el material durante 2h a una temperatura de 600 °C o más.

En otra realización adicional del método de la invención, el acero tiene una composición dentro del siguiente rango:

% Cr <3,0

50 % Si <0,8

donde

% Mo + $\frac{1}{2}$ *% W > 2,0.

y la estrategia de revenido se elige para minimizar la dispersión de los portadores, de tal manera que se puede obtener una estructura de baja dispersión caracterizada por una difusividad de 8 mm²/s o más incluso para una dureza de 45 HRc o más.

En aún otra realización adicional del método de la invención, el acero tiene la siguiente composición:

% Ni > 0,8

60 El acero producido de acuerdo con el método de la invención presenta al menos dos de las siguientes características:

- contiene austenita retenida;
- su cementita no está totalmente disuelta en la solución sólida;
- su cementita no ha coalescido completamente; y
- hay presentes formadores de carburos más fuertes que el hierro en la solución sólida,

de modo que la dureza del acero puede aumentarse en una cantidad de al menos 4 HRc tras la aplicación de un tratamiento térmico posterior por debajo de la temperatura de austenización.

5 La presente invención es especialmente adecuada para obtener aceros de herramientas para las aplicaciones de estampación en caliente. Los aceros de la presente invención funcionan especialmente bien cuando se usan para herramientas de inyección de plástico. También son adecuados como herramientas para aplicaciones de fundición a presión. Otro campo de interés para los aceros del presente documento es la embutición y el corte de planchas u otros componentes abrasivos. También son muy interesantes las aplicaciones de forja para los aceros de la presente invención, especialmente para la forja de matriz cerrada. También son de especial interés los aceros de la presente invención para
10 aplicaciones de herramientas médicas, para alimentación y farmacéuticas.

La presente invención se ajusta especialmente bien cuando se utilizan aceros que presentan una alta conductividad térmica (conductividad térmica superior a 35 W/mK, preferiblemente 42 W/mK, más preferiblemente de 48 W/mK e incluso 52 W/mK), ya que su tratamiento térmico a menudo se complica especialmente para matrices con geometrías grandes o
15 complejas. En tales casos el uso de la presente invención puede conducir a ahorros de coste muy significativos, debido a que los niveles de tenacidad no son alcanzables de cualquier otra forma, al menos para niveles altos de dureza y para grandes secciones. La presente invención está bien indicada, en particular cuando se utilizan aceros de alta conductividad térmica, con la siguiente composición, todos los porcentajes indicados en porcentaje en peso:

20	%C _{eq} = 0,16 – 1,9	%C = 0,16 – 1,9	%N = 0 - 1,0	%B = 0 - 0,6
	%Cr < 3,0	%Ni = 0 – 6	%Si = 0 - 1,4	%Mn = 0 - 3
	%Al = 0 - 2,5	%Mo = 0 - 10	%W = 0 - 10	%Ti = 0 - 2
	%Ta = 0 - 3	%Zr = 0 - 3	%Hf = 0 - 3	%V = 0 - 4
	%Nb = 0 - 1,5	%Cu = 0 - 2	%Co = 0 – 6,	

el resto está constituido por hierro y elementos traza donde,

25 % C_{eq} = %C + 0,86 * %N + 1,2 * %B,

caracterizado porque

%Mo + ½ * %W > 2,0.

30 En el sentido de la presente memoria descriptiva, los elementos traza hacen referencia a cualquier elemento, si no se indica lo contrario, en una cantidad inferior al 2%. Para algunas aplicaciones, los elementos traza es preferible que sean menos de 1,4%, más preferible menos de 0,9% y a veces incluso más preferible menos de 0,4%. Posibles elementos considerados como elementos traza son H, He, Xe, Be, O, F, Ne, Na, Mg, P, S, Cl, Ar, K, Ca, Sc, Fe, Zn, Ga, Ge, As, Se, Br, Kr, Rb, Sr, Y, Tc, Ru, Rh, Pd, Ag, Cd, In, Sn, Sb, Te, I, Xe, Cs, Ba, La, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu, Re, Os, Ir, Pt, Au, Hg, Tl, Pb, Bi, Po, At, Rn, Fr, Ra, Ac, Th, Pa, U, Np, Pu, Am, Cm, Bk, Cf, Es, Fm, Md, No,
35 Lr, Rf, Db, Sg, Bh, Hs, Mt solos y/o en combinación. Para algunas aplicaciones, algunos elementos traza o incluso los elementos traza en general pueden ser bastante perjudiciales para una propiedad particular relevante (como puede ser el caso a veces para la conductividad térmica y tenacidad), para esas aplicaciones será deseable mantener los elementos traza por debajo de un 0,4%, preferiblemente por debajo de un 0,2%, más preferiblemente por debajo de 0,14% o incluso por debajo de 0,06%.

40 Para ciertas aplicaciones son de especial importancia algunos rangos más pequeños dentro del rango composicional anteriormente mencionado. Por ejemplo cuando se trata del contenido de %C_{eq} es preferible tener un valor mínimo de 0,22% o incluso 0,33%. Por otro lado para aplicaciones de muy alta conductividad es mejor mantener el %C por debajo de 1,5% y preferiblemente por debajo de 0,9%. El %C_{eq} tiene un fuerte efecto en reducir la temperatura a la que comienza la transformación martensítica, por lo tanto serán deseables valores más altos de %C_{eq} para aplicaciones de alta resistencia al desgaste o aplicaciones en las que es deseable una bainita fina. En esos casos es deseable tener un mínimo de 0,4% de C_{eq} a menudo más de 0,5% e incluso más de 0,8%. Si hay presentes algunos otros elementos que reducen la temperatura de transformación martensítica (como por ejemplo el %Ni) entonces se puede conseguir el mismo efecto con un menor %C_{eq} (los mismos niveles descritos antes). También los niveles de %M_{oeq} (%Mo + ½ * %W) deben ser
45 más altos para una máxima conductividad térmica, normalmente por encima de 3,0% a menudo por encima de 3,5%, preferiblemente por encima de 4% o incluso de 4,5%. Pero altos niveles de %M_{oeq} tienden a acortar el tiempo de transformación bainítica. Además, si la conductividad térmica necesita maximizarse es mejor hacerlo dentro de un rango composicional con un menor %Cr, normalmente menos de 2,8%, preferiblemente menos de 1,8% e incluso menos de 0,3%. Se tiene que prestar atención especial en los elementos que aumentan la templabilidad mediante la disminución de la cinética de descomposición de la austenita en ferrita/perlita. En este sentido es muy eficaz el %Ni y algo menos el %Mn. Así, para secciones grandes a menudo es deseable tener un contenido mínimo de %Ni normalmente del 1%, preferiblemente del 1,5% e incluso del 3%. Si se escoge el %Mn para este objetivo se requieren cantidades mayores para lograr el mismo efecto. Se requiere cerca del doble de la cantidad que para el caso del %Ni. Para aplicaciones donde el acero debe alcanzar temperaturas superiores a 400 °C durante el servicio podría ser muy interesante tener %Co presente
50 ya que tiende a aumentar la resistencia al revenido entre otros y presenta el extraño efecto de afectar positivamente a la difusión térmica a altas temperaturas. Aunque para algunas composiciones una cantidad de 0,8% podría ser suficiente, normalmente es deseable tener un mínimo de 1,0%, preferiblemente 1,5% y para algunas aplicaciones incluso 2,7%. También para aplicaciones donde la resistencia al desgaste es importante, es ventajoso usar formadores de carburos

5 fuertes, entonces %Zr+%Hf+%Nb+%Ta debe estar por encima de 0,2%, preferiblemente 0,8% e incluso 1,2%. También el %V es un buen formador de carburos que tiende a formar colonias bastante finas, pero tiene una mayor incidencia en la conductividad térmica que algunos de los formadores, pero en aplicaciones en las que la conductividad térmica debe ser alta, pero no se requiere que sea extremadamente alta y la resistencia al desgaste y tenacidad son ambas importantes, se utilizará generalmente con un contenido superior a 0,1%, preferiblemente 0,3% e incluso más de 0,55%. Para las aplicaciones de muy alta resistencia al desgaste este puede usarse con un contenido superior a 1,2% o incluso 2,2%.

10 Así, para este tipo de aceros, se terminan usando temperaturas de revenido finales inusualmente altas, a menudo por encima de 600°C, incluso cuando se eligen durezas de más de 50 HRc. En los aceros de la presente invención, es usual lograr durezas de 47 HRc, incluso más de 52 HRc, y, a menudo más de 53 HRc y con las realizaciones consideradas como particularmente ventajosas debido a su resistencia al desgaste, son posibles durezas superiores a 54HRc, y a menudo más de 56 HRc incluso con un ciclo de revenido por encima de 540°C, dando una estructura de baja dispersión caracterizada por una difusividad térmica mayor de 8 mm²/s y, en general, más de 9 mm²/s, o incluso más de 10 mm²/s, cuando se ejecuta particularmente bien, entonces mayor de 11 mm²/s, incluso superior a 12 mm²/s y ocasionalmente por encima de 12,5 mm²/s. Así como alcanzar una dureza superior a 46 HRc, incluso más de 50 HRc con el último ciclo de revenido por encima de 600°C, a menudo por encima de 640°C, y, a veces incluso por encima de 660 °C, presentando una estructura de baja dispersión caracterizada por una difusividad térmica superior a 10 mm²/s, o incluso a 12 mm²/s, cuando se ejecuta particularmente bien, entonces mayor de 14 mm²/s, incluso superior a 15 mm²/s, y ocasionalmente por encima de 16 mm²/s. Estas aleaciones pueden presentar aún mayor dureza con la reducción de las temperaturas de revenido, pero para la mayoría de las aplicaciones previstas es deseable una alta resistencia al revenido. En realidad la microestructura bainítica presenta una resistencia al revenido marcadamente superior en este tipo de aceros. Como puede verse en los ejemplos con algunas formas de realización muy particulares con un alto contenido de carbono y alta aleación, que llevan a una alta fracción en volumen de partículas duras, en la presente invención son posibles durezas superiores a 60 HRc con estructuras de baja dispersión caracterizadas por una difusividad térmica por encima de 8mm²/s y generalmente más de 9mm²/s.

La presente invención también está especialmente bien indicada cuando se utilizan aceros con el siguiente rango de composición, todos los porcentajes indicados en porcentaje en peso:

30	%C _{eq} = 0,15 - 3,0	% C = 0,15 - 3,0	%N = 0 - 1,6	%B = 0 - 2,0
	%Cr > 4,0	%Ni = 0 - 6,0	%Si = 0 - 2,0	%Mn = 0 - 3
	%Al = 0 - 2,5	%Mo = 0 - 15	%W = 0 - 15	%Ti = 0 - 2
	%Ta = 0 - 3	%Zr = 0 - 3	%Hf = 0 - 3	%V = 0 - 12
	%Nb = 0 - 3	%Cu = 0 - 2	%Co = 0 - 6,	

el resto está constituido por hierro y elementos traza donde,

35 $\% C_{eq} = \%C + 0,86 * \%N + 1,2 * \%B,$

40 Para ciertas aplicaciones son de especial importancia algunos rangos más pequeños dentro del rango composicional anteriormente mencionado. Por ejemplo cuando se trata del contenido de %C_{eq} es preferible tener un valor mínimo de 0,22%, preferiblemente 0,28%, más preferiblemente 0,34% y cuando la resistencia al desgaste es importante preferiblemente 0,42% e incluso más preferiblemente 0,56%. Los niveles muy altos de %C_{eq} son interesantes debido a la baja temperatura a la que comienza la transformación de la martensita, a estas aplicaciones les favorecen niveles máximos de %C_{eq} de 1,2%, preferiblemente 1,8% e incluso 2,8%. A las aplicaciones donde la tenacidad es muy importante les favorecen contenidos de %C_{eq} inferiores, y por lo tanto los niveles máximos deben permanecer por debajo de 0,9%, preferiblemente 0,7% y para muy alta tenacidad por debajo de 0,57%. Aunque se puede lograr una resistencia al ambiente notable con 4% de Cr, por lo general son recomendables niveles superiores de %Cr, normalmente más de 8% o incluso más de 10%. Para algunos ataques especiales como los de cloruros es altamente recomendable tener %Mo presente en el acero, normalmente más del 2% e incluso más del 3,4% ofrecen un efecto significativo en este sentido. También para aplicaciones donde la resistencia al desgaste es importante es ventajoso usar formadores de carburos fuertes; entonces %Zr+%Hf+%Nb+%Ta debe estar por encima de 0,2%, preferiblemente 0,8% e incluso 1,2%. También el %V es un buen formador de carburos que tiende a formar colonias bastante finas, pero tiene una mayor incidencia en la conductividad térmica que algunos de los formadores; pero en aplicaciones en las que la conductividad térmica debe ser alta, pero no se requiere que sea extremadamente alta y la resistencia al desgaste y tenacidad son ambas importantes, generalmente se utilizará con un contenido superior a 0,1%, preferiblemente 0,54% e incluso más de 1,15%. Para aplicaciones de muy alta resistencia al desgaste este puede utilizarse con contenido superior a 6,2% o incluso 8,2%.

55 Los aceros descritos anteriormente pueden ser particularmente interesantes para aplicaciones que requieren un acero con una resistencia al ambiente mejorada, especialmente cuando son deseables altos niveles de características mecánicas y el coste asociado al tratamiento térmico (tanto en términos de tiempo y dinero) para su ejecución o las distorsiones asociadas, son significativas.

60 La presente invención también está también especialmente bien indicada cuando se utilizan aceros con el siguiente rango de composición, todos los porcentajes indicados en porcentaje en peso:

65	%C _{eq} = 0,15 - 2,0	% C = 0,15 - 0,9	%N = 0 - 0,6	%B = 0 - 0,6
	%Cr > 11,0	%Ni = 0 - 12	%Si = 0 - 2,4	%Mn = 0 - 3
	%Al = 0 - 2,5	%Mo = 0 - 10	%W = 0 - 10	%Ti = 0 - 2
	%Ta = 0 - 3	%Zr = 0 - 3	%Hf = 0 - 3	%V = 0 - 12

ES 2 797 627 T3

$\%Nb = 0 - 3$ $\%Cu = 0 - 2$ $\%Co = 0 - 12$,
 el resto está constituido por hierro y elementos traza, donde
 $\%C_{eq} = \%C + 0,86 * \%N + 1,2 * \%B$,

5 Para ciertas aplicaciones son de especial importancia algunos rangos más pequeños dentro del rango composicional anteriormente mencionado. Por ejemplo cuando se trata del contenido de $\%C_{eq}$ es preferible tener un valor mínimo de 0,22%, preferiblemente 0,38%, más preferiblemente 0,54% y cuando la resistencia al desgaste es importante preferiblemente 0,82%, más preferiblemente 1,06% e incluso más de 1,44%. Niveles muy altos de $\%C_{eq}$ son interesantes debido a la baja temperatura a la que comienza la transformación de martensita; a esas aplicaciones les favorecen niveles
 10 de $\%C_{eq}$ máximos de 0,8%, preferiblemente 1,4% e incluso 1,8%. A las aplicaciones donde la tenacidad es muy importante les favorecen contenidos de $\%C_{eq}$ inferiores, y por lo tanto los niveles máximos deben permanecer por debajo de 0,9%, preferiblemente de 0,7% y para muy alta tenacidad por debajo de 0,57%. Aunque la resistencia a la corrosión para microestructuras martensíticas puede alcanzarse con el 11% de Cr, por lo general son recomendables niveles más altos de $\%Cr$, normalmente más de 12% o incluso más de 16%. Para algunos ataques especiales como los de cloruros y
 15 para mejorar el gradiente de dureza en el pico de dureza secundaria es altamente recomendable tener $\%Moeq$ presente en el acero, a menudo más de 0,4%, preferiblemente más del 1,2% e incluso más de 2,2% ofrecen un efecto significativo en este sentido. También para aplicaciones donde son importantes la resistencia al desgaste o la conductividad térmica es ventajoso utilizar formadores de carburos fuertes, entonces $\%Zr + \%Hf + \%Nb + \%Ta$ debe estar por encima de 0,1%, preferiblemente 0,3% e incluso 1,2%. También el $\%V$ es un buen formador de carburos que tiende a formar colonias
 20 bastante finas, pero tiene una mayor incidencia en la conductividad térmica que algunos de los formadores, pero en aplicaciones en las que la conductividad térmica debería ser alta, pero no se requiere que sea extremadamente alta y la resistencia al desgaste y la tenacidad son ambas importantes, se utilizará generalmente con un contenido superior a 0,1%, preferiblemente 0,24% e incluso más de 1,15%. Para aplicaciones de muy alta resistencia al desgaste este puede utilizarse con un contenido mayor de 4,2% o incluso 8,2%.

25 Los aceros descritos anteriormente pueden ser particularmente interesante para aplicaciones que requieren un acero con resistencia a la corrosión o a la oxidación, especialmente cuando son deseables altos niveles de características mecánicas y el coste asociado al tratamiento térmico (tanto en términos de tiempo y dinero) para su ejecución o las distorsiones asociadas, son significativos .

30 La presente invención está especialmente bien indicada cuando se utilizan aceros con el siguiente rango de composición, todos los porcentajes indicados en porcentaje en peso:

$\%C_{eq} = 0,5 - 3,0$	$\%C = 0,5 - 3,0$	$\%N = 0 - 2,2$	$\%B = 0 - 2,0$
$\%Cr = 0,0 - 14$	$\%Ni = 0 - 6,0$	$\%Si = 0 - 2,0$	$\%Mn = 0 - 3$
35 $\%Al = 0 - 2,5$	$\%Mo = 0 - 15$	$\%W = 0 - 15$	$\%Ti = 0 - 4$
$\%Ta = 0 - 4$	$\%Zr = 0 - 12$	$\%Hf = 0 - 4$	$\%V = 0 - 12$
$\%Nb = 0 - 4$	$\%Cu = 0 - 2$	$\%Co = 0 - 6$	

el resto está constituido por hierro y elementos traza, donde
 $\%C_{eq} = \%C + 0,86 * \%N + 1,2 * \%B$,

40 Para ciertas aplicaciones son de especial importancia algunos rangos más pequeños dentro del rango composicional anteriormente mencionado. Por ejemplo cuando se trata del contenido de $\%C_{eq}$ es preferible tener un valor mínimo de 0,62%, preferiblemente 0,83%, más preferiblemente 1,04% y cuando es importante una resistencia al desgaste extrema, preferiblemente 1,22%, más preferiblemente 1,46% e incluso más de 1,64%. Los niveles muy altos de $\%C_{eq}$ son interesantes debido a la baja temperatura a la cual comienza la transformación de martensita; a estas aplicaciones les favorecen niveles de $\%C_{eq}$ máximos de 1,8%, preferiblemente 2,4% e incluso 2,8%. El $\%Cr$ tiene dos rangos de especial interés: 3,2%-5,5% y 5,7%-9,4%. Para mejorar el gradiente de dureza en el pico de dureza secundaria es altamente recomendable tener $\%Moeq$ presente en el acero, a menudo más de 2,4%, preferiblemente más del 4,2% e incluso más de 10,2% ofrecen un efecto significativo en este sentido. También para aplicaciones donde la resistencia al desgaste o la
 45 conductividad térmica son importantes es ventajoso utilizar formadores de carburos fuertes, entonces $\%Zr + \%Hf + \%Nb + \%Ta$ debe estar por encima de 0,1%, preferiblemente 1,3% e incluso 3,2%. También el $\%V$ es buen formador de carburos que tiende a formar colonias bastante finas de carburos muy duros, por lo tanto cuando la resistencia al desgaste y la tenacidad son ambas importantes, se utilizará generalmente con un contenido por encima de 1,2%, preferiblemente 2,24% e incluso más de 3,15% . Para aplicaciones de muy alta resistencia al desgaste puede utilizarse
 50 con un contenido mayor de 6,2% o incluso 10,2%.

55 Los aceros descritos anteriormente pueden ser particularmente interesantes para aplicaciones que requieren un acero con muy alta resistencia al desgaste, especialmente cuando son deseables altos niveles de dureza y el coste asociado al tratamiento térmico (tanto en términos de tiempo y dinero) para su ejecución o las distorsiones asociadas, son significativas.

60 La presente invención puede aplicarse a aceros de bajo coste con la siguiente composición, todos los porcentajes indicados en porcentaje en peso:

$\%C_{eq} = 0,2 - 0,9$	$\%C = 0,2 - 0,9$	$\%N = 0 - 0,6$	$\%B = 0 - 0,6$
65 $\%Cr = 0,0 - 4,0$	$\%Ni = 0 - 6,0$	$\%Si = 0,2 - 2,8$	$\%Mn = 0,2 - 3$
$\%Al = 0 - 2,5$	$\%Mo = 0 - 6$	$\%W = 0 - 8$	$\%Ti = 0 - 2$

$\%Ta = 0 - 2$ $\%Zr = 0 - 2$ $\%Hf = 0 - 2$ $\%V = 0 - 4$
 $\%Nb = 0 - 2$ $\%Cu = 0 - 2$ $\%Co = 0 - 6,$

el resto está constituido por hierro y elementos traza, donde

$\%Ceq = \%C + 0,86 * \%N + 1,2 * \%B,$

5 caracterizado por

$\%Si + \%Mn + \%Ni + \%Cr > 2,0,$ o

$\%Mo > 1,2,$ o

$\%B > 2$ ppm

10 Debe quedar claro que de todas las composiciones posibles dentro del rango sólo son de interés aquellas en las que la microestructura que se describe en la presente invención es alcanzable. Algunos rangos más pequeños dentro del rango de composiciones mencionados anteriormente son de especial importancia para ciertas aplicaciones. Por ejemplo cuando se trata del contenido de %Ceq es preferible tener un valor mínimo de 0,22%, preferiblemente 0,28%, más preferiblemente 3,2% e incluso 3,6%. Los niveles muy altos de %Ceq son interesantes debido a la baja temperatura a la que comienza la transformación de martensita; a estas aplicaciones les favorecen niveles de %Ceq máximos de 0,6%, preferiblemente 0,8% e incluso 0,9%. El %Cr tiene dos rangos de especial interés: 0,6%-1,8% y 2,2%-3,4%. Las realizaciones particulares también prefieren que el %Cr sea del 2%. Para mejorar el gradiente de dureza en el pico de dureza secundaria es altamente recomendable tener %Moeq presente en el acero, a menudo más de 0,4%, preferiblemente más de 1,2%, más preferiblemente más de 1,6% e incluso más de 2,2% ofrecen un efecto significativo en este sentido. En esta aplicación particular de la invención son muy críticos los elementos que en su mayoría permanecen en solución sólida, los más representativos son %Mn, %Si y %Ni. Es deseable que la suma de todos los elementos que principalmente permanecen en solución sólida exceda el 0,8%, preferiblemente exceda el 1,2%, más preferiblemente 1,8% e incluso 2,6%. Como puede verse tanto el %Mn como el %Si necesitan estar presentes. El %Mn está presente a menudo en una cantidad superior a 0,4%, preferiblemente 0,6% e incluso 1,2%. Para aplicaciones particulares, es interesante que el Mn sea incluso 1,5%. El caso del %Si es aún más crítico, ya que cuando está presente en cantidades significativas contribuye fuertemente a retardar el engrosamiento de la cementita. Por lo tanto el %Si estará a menudo presente en cantidades que exceden el 0,4%, preferiblemente que exceden el 0,6% e incluso que exceden el 0,8%. Cuando se busca el efecto en la cementita, entonces los contenidos son incluso más grandes, a menudo exceden el 1,2%, preferiblemente 1,5% e incluso 1,65%. Para este propósito también se puede utilizar el Al, como mínimo que exceda el 0,4%, preferiblemente que exceda el 0,5 e incluso que exceda el 0,8%. También en aplicaciones donde la resistencia al desgaste o la conductividad térmica son importantes es ventajoso utilizar formadores de carburos fuertes; entonces %Zr+%Hf+%Nb+%Ta debe estar por encima de 0,1%, preferiblemente 1,3% e incluso 2,2%. El %V también es un buen formador de carburos que tiende a formar colonias bastante finas de carburos muy duros, por lo tanto cuando la resistencia al desgaste y la tenacidad son ambas importantes, se utilizará generalmente con un contenido por encima de 0,2%, preferiblemente 0,4% e incluso más de 0,8%. Para las aplicaciones de muy alta resistencia al desgaste puede utilizarse con un contenido mayor de 1,2% o incluso 2,2%. Otros elementos pueden estar presentes, especialmente aquellos con poco efecto sobre el objetivo de la presente invención. En general, se espera tener menos de 2% de otros elementos (elementos no citados específicamente), preferiblemente 1%, más preferiblemente 0,45% e incluso 0,2%. Como puede verse, los elementos críticos para conseguir las propiedades mecánicas deseadas para estas aplicaciones tienen que estar presentes y por lo tanto tiene que ser %Si+%Mn+%Ni+%Cr mayor de 2,0%, preferiblemente mayor de 2,2%, más preferiblemente mayor de 2,6% e incluso mayor de 3,2%. Para algunas aplicaciones es interesante reemplazar el %Cr por %Mo, debido al mayor efecto en el pico de dureza secundario y por el potencial de mejora de la conductividad térmica que imparte al acero, y luego se aplican los mismos límites. Alternativamente a %Si+%Mn+%Ni+%Mo > 2,0% puede tratarse la presencia de %Mo solo cuando está presente en una cantidad que exceda el 1,2%, preferiblemente que exceda el 1,6%, e incluso que exceda el 2,2%. Para las aplicaciones en las que el coste es importante es especialmente ventajoso tener la expresión %Si+%Mn+%Ni+%Cr sustituida por %Si+%Mn y luego se pueden aplicar los mismos límites preferenciales, pero en presencia de otros elementos de aleación, también se pueden utilizar límites más bajos como %Si+%Mn > 1,1%, preferiblemente 1,4% o incluso 1,8%. El %Ni es deseable que sea al menos el 1%. Para este tipo de aceros los tratamientos bainíticos tenaces a temperaturas cercanas al inicio de la transformación martensítica (Ms) son muy interesantes (a menudo al menos 60%, preferiblemente 70% y más, incluso más preferiblemente al menos 82% de la transformación de la austenita debe tener lugar por debajo de 520 °C, preferiblemente 440 °C, más preferiblemente 410°C o incluso 380 °C, pero no por debajo de 50 °C por debajo del inicio de la transformación martensítica [Ms]).

55 Los aceros descritos anteriormente pueden aplicarse también para la fabricación de herramientas grandes para inyección de plástico, particularmente interesantes en aplicaciones que requieren un acero de muy bajo coste con alta resistencia mecánica y tenacidad. Esta aplicación particular de la presente invención también es interesante para otras aplicaciones que requieran aceros baratos con alta tenacidad y un considerable límite elástico. Es particularmente ventajoso cuando el acero requiere de una superficie más dura para la aplicación y el paso de nitruración o recubrimiento, se hace coincidir con la etapa de endurecimiento.

60 Una contribución al aumento de tenacidad en las microestructuras bainíticas de la presente invención se puede hacer a través de la disolución de la cementita y el carbono que entra en solución sólida puede contribuir a la separación o precipitación de carburos que contienen elementos formadores de carburo. Por lo tanto, la presente invención es muy adecuada para aceros que contienen al menos un 3% de formadores de carburos más fuertes que el hierro y el tratamiento térmico es seguido por al menos un ciclo de revenido por encima de 500°C para separar la cementita aleada, para disolver la cementita en solución sólida y para separar los formadores de carburos más fuertes que el hierro.

(Cr, Mo, W, V, Nb, Zr, Ta, Hf ...) a menudo carburos mixtos que contienen esos elementos y otros como por ejemplo el hierro. Estos carburos precipitan a menudo como M₇C₃, M₄C₃, MC, M₆C, M₂C y otros carburos. La temperatura a la que esto ocurre es a menudo por encima de 400 °C, preferentemente 450 °C, más preferiblemente 480 °C e incluso 540 °C.

- 5 Para aplicaciones en las que es importante la resistencia mecánica más que la resistencia al desgaste, y es deseable alcanzar esa resistencia mecánica sin comprometer demasiado la tenacidad, la fracción volumétrica de partículas duras secundarias pequeñas es de gran importancia. Partículas duras secundarias pequeñas, en este documento, son aquellas con un diámetro equivalente máximo (diámetro de un círculo con una superficie equivalente a la sección transversal con la máxima superficie en la partícula dura) por debajo de 7,5 nm. Entonces es deseable tener una fracción de volumen de
10 partículas duras secundarias pequeñas para esas aplicaciones por encima de 0,5%. Se cree que la saturación de las propiedades mecánicas para aplicaciones de trabajo en caliente se produce alrededor de 0,6%, pero se ha observado por los inventores que para algunas aplicaciones que requieren alta resistencia a la deformación plástica a temperaturas algo más bajas es ventajoso tener cantidades mayores que éste 0,6%, a menudo más de 0,8% e incluso más de 0,94%. Ya que la morfología (incluyendo el tamaño) y la fracción en volumen de carburos secundarios cambian con el tratamiento
15 térmico, los valores presentados aquí describen los valores alcanzables con el tratamiento térmico adecuado.

El cobalto a menudo se ha utilizado en los aceros para trabajo en caliente debido principalmente al aumento de la resistencia mecánica, y en particular el aumento del límite elástico mantenido hasta temperaturas bastante elevadas. Este aumento en el límite elástico se alcanza a través de la solución sólida y por lo tanto tiene un efecto bastante negativo en
20 la tenacidad. Las cantidades comunes de Co que se usan para este propósito son del 3%. Además del efecto negativo en la tenacidad también es bien conocido el efecto negativo en la conductividad térmica. Los inventores han visto que dentro de los rangos composicionales de la presente invención es posible utilizar Co, y alcanzar una mejora en la relación entre el límite elástico/tenacidad ya que el Co puede promover la nucleación de partículas secundarias duras y por tanto mantener su tamaño pequeño. También se ha visto que para algunas composiciones de la presente invención,
25 cuando se añade Co la difusividad térmica efectivamente disminuye a temperatura ambiente, pero luego puede aumentar a temperaturas más altas (normalmente por encima de 400 °C) si se aplica el tratamiento termo-mecánico correcto. Los inventores han visto que los mejores resultados se encuentran cuando el %Co está por encima de 1,3%, preferiblemente por encima de 1,5% y óptimamente por encima de 2,4%. También el %C debe exceder de 3,2%, preferiblemente 3,4% y óptimamente 3,6%. Si la conductividad térmica a altas temperaturas es de suma importancia para la aplicación, se tiene
30 que tener especial cuidado en no tener excesivo %V; éste debe mantenerse por debajo de 2,8%, preferiblemente por debajo de 2,3% y óptimamente por debajo de 1,7%. Finalmente el %Moeq normalmente debe exceder de 3,3% a menudo 3,5% e incluso 4,0%. El tratamiento térmico tiene que ser seleccionado con una temperatura de austenización relativamente alta y temperaturas de revenido anormalmente altas; realmente se consigue típicamente más de 55 HRC con al menos un ciclo de revenido a 630 °C o incluso por encima, se puede mantener 50 HRC incluso con un ciclo de
35 revenido a 660 °C o más. El procesamiento termo-mecánico adecuado junto con las reglas de composición que acabamos de explicar tienen que implementarse para minimizar la dispersión a altas temperaturas; la combinación optimizada se caracteriza por proporcionar difusividades de más de 5,8 mm²/s, a menudo más de 6,1 mm²/s, e incluso más de 6,5 mm²/s a temperaturas de medida de hasta 600 °C.

- 40 Para aumentar la maquinabilidad pueden utilizarse S, As, Te, Bi o incluso Pb, Ca, Cu, Se, Sb o otros, con un contenido máximo del 1%, con la excepción del Cu, que incluso puede ser del 2%. La sustancia más común, azufre, tiene, en comparación, un ligero efecto negativo sobre la conductividad térmica de la matriz en los niveles utilizados normalmente para aumentar la maquinabilidad. Sin embargo, su presencia debe ser equilibrada con el Mn, en un intento de tener todo
45 en forma de bisulfuro de manganeso esférico, menos perjudicial para la tenacidad, así como la menor cantidad restante posible de los dos elementos en solución sólida en el caso de que la conductividad térmica deba ser maximizada.

Se puede utilizar otro mecanismo de endurecimiento con el fin de buscar una combinación específica de propiedades mecánicas o de resistencia a la degradación ambiental. La intención siempre es maximizar la propiedad deseada, pero tratando de tener el mínimo impacto negativo posible sobre la conductividad térmica. La solución sólida con Cu, Mn, Ni,
50 Co, Si, etc ... (incluyendo algunos formadores de carburos con menos afinidad al carbono, como el Cr) y solución sólida intersticial (principalmente con C, N y B). Para este propósito, también se puede utilizar la precipitación, con la formación de intermetálicos como Ni₃Mo, NiAl, Ni₃Ti ... (también de Ni y Mo, se pueden añadir pequeñas cantidades de Al y Ti, pero se debe tener un cuidado especial con el Ti, ya que se disuelve en los carburos tipo M₃Fe₃C y se debe utilizar un 2% como máximo). Por último, también se pueden utilizar otros tipos de carburo, pero entonces por lo general es difícil
55 mantener altos niveles de conductividad térmica, a menos que los formadores de carburos presenten una afinidad muy alta con el carbono, como se ha descrito a través de este documento. El Co puede utilizarse como un endurecedor por solución sólida o como un catalizador de precipitación de intermetálicos de Ni, rara vez en contenidos superiores a 6%. Algunos de estos elementos tampoco son tan perjudiciales cuando se disuelven en carburos M₃Fe₃C, u otros carburos de (Fe, Mo, W), este es especialmente el caso del Zr y Hf y, en menor medida, del Ta, estos pueden también limitar la
60 solubilidad de V y Nb.

Cuando las cantidades se miden en porcentaje en peso, la masa atómica y el tipo de carburo que se forma determinan si la cantidad utilizada de un elemento debe ser grande o pequeña. Así, por ejemplo, un 2% de V es mucho más que un 4% de W. El V tiende a formar carburos MC, a menos que se disuelva en otros carburos existentes. Por lo tanto, para formar
65 una unidad de carburo sólo se necesita una unidad de V, y la masa atómica es 50,9415. El W tiende a formar carburos M₃Fe₃C en los aceros de trabajo en caliente. Así que se necesitan tres unidades de W para formar una unidad de carburo,

y la masa atómica es 183,85. Por lo tanto, se pueden formar 5,4 veces más unidades de carburo con un 2% de V que con un 4% de W.

- 5 Los aceros para herramientas de la presente invención pueden fabricarse con cualquier proceso metalúrgico, entre los que los más comunes son la fundición en arena, fundición a la cera perdida, colada continua, la fusión en horno eléctrico, fusión por inducción a vacío. También se pueden utilizar procesos de metalurgia de polvos junto con cualquier tipo de atomización y eventualmente el subsiguiente compactado como HIP, CIP, prensado en frío o en caliente, sinterización (con o sin fase líquida y con independencia de la forma en que se lleve a cabo el proceso de sinterización, ya sea simultáneamente en todo el material, capa por capa o localizado), corte por láser, moldeo por *spray*, proyección térmica o calor térmico, proyección fría, por nombrar algunos de ellos. La aleación puede obtenerse directamente con la forma deseada o se puede mejorar con otros procesos metalúrgicos. Se puede aplicar cualquier proceso metalúrgico de refino, como VD, ESR, AOD, VAR ... la forja o la laminación se utilizan con frecuencia para aumentar la dureza, incluso la forja tridimensional de bloques. El acero para herramientas de la presente invención se puede obtener en forma de barra, alambre o polvo (entre otros para ser utilizado como soldadura o aleación de soldadura). Incluso, se puede fabricar una matriz de acero de aleación de bajo coste y aplicar el acero de la presente invención en partes críticas de la matriz mediante soldadura de varilla o alambre hecha con acero de la presente invención. También se puede llevar a cabo soldadura con láser, plasma o por haz de electrones usando polvo o alambre de acero de la presente invención. El acero de la presente invención también podría utilizarse con una técnica de proyección térmica para aplicarse en partes de la superficie de otro material. Obviamente, el acero de la presente invención se puede usar como parte de un material compuesto, por ejemplo, cuando se embebe como una fase separada, u se obtiene como una de las fases en un material multifase. También cuando se utiliza como una matriz en la que están embebidas otras fases o partículas sea cual sea el método de llevar a cabo la mezcla (por ejemplo, mezcla mecánica, atrición, la proyección con dos o más tolvas de diferentes materiales...).
- 10
- 15
- 20
- 25 El acero para herramientas de la presente invención también puede utilizarse para la fabricación de partes bajo altas cargas termo-mecánicas y resistencia al desgaste o, básicamente, de cualquier parte susceptible a fallos debido al desgaste y a la fatiga térmica, o con los requisitos de alta resistencia al desgaste y que se aproveche de su alta conductividad térmica. La ventaja es un transporte de calor más rápido o una temperatura de trabajo reducida. A modo de ejemplo: componentes para motores de combustión (como anillos del bloque del motor), reactores (también en la industria química), dispositivos de intercambio de calor, generadores o, en general, cualquier máquina de procesamiento de energía. Matrices para forja (matriz abierta o cerrada), extrusión, laminación, fundición y *thixoforming* de metal. Matrices de moldeo de plástico de termoplásticos y termoestables en todas sus formas. En general, cualquier matriz, herramienta o parte pueden beneficiarse de una mayor resistencia al desgaste y la fatiga térmica. También matrices, herramientas o partes que se benefician de una mejor gestión térmica, como es el caso de material de conformado o matrices de corte con liberación de grandes cantidades de energía (como acero inoxidable o aceros TRIP) o que trabajan a altas temperaturas (de corte en caliente, conformado en caliente de planchas).
- 30
- 35

Realizaciones adicionales se describen en las reivindicaciones dependientes.

40 Ejemplos

Todos los valores se dan en tanto por ciento en peso.

Ejemplo 1:

- 45 Los siguientes ejemplos muestran propiedades que pueden obtenerse:

%C	%Mo	%W	%V	%Cr	%Si	%Mn	Otros	Tº manteni- miento/tiempo °C / h	Dureza/ CVN HRc / J
0,40	0,09	0,27	0,05	2,1	1,4	1,53	-	263 72*	42 40
0,39	0,05	0,2	0,02	<0,01	1,5	1,6	Ni, B	300 72*	35 34
0,38	0,05	0,26	0,4	<0,01	1,5	1,56	-	310 72	38 >450**
0,27	3,76	1,39	0,5	<0,01	<0,05	<0,01	Ni=3,5 Zr, Hf	230 120*	41 14
0,37	3,46	1,01	<0,01	<0,01	<0,05	<0,01	Ni=2,8	RT enfriamiento lento*	45 >450**
0,33	3,8	1,22	0,4	1,06	0,1	<0,01	Hf, Zr, Nb	360 72*	52 250**

ES 2 797 627 T3

0,38	3,74	1,36	0,02	<0,01	<0,05	<0,01	Zr, Hf, Nb	280 72*	50 102**
1,02	1,78	0,92	2,4	8,01	1,12	0,28		250 200*	60 148**

Tabla 1

* Los ciclos de revenido se han aplicado con al menos un ciclo de revenido en el rango de 520-680°C

**La resiliencia Charpy con péndulo fue evaluada en una probeta sin entalla de 10x10x55mm

5 Ejemplo 2

Se austenizaron muestras con la composición especificada en la Tabla 2 a una temperatura entre 1000-1150°C durante alrededor de 45 minutos (una vez que el núcleo de las piezas ha alcanzado la temperatura). Se implementaron diferentes realizaciones del tratamiento térmico de la presente invención. $T_{int,1}$ fue escogida para estar en el rango de 500-600 °C y $T_{int,2}$ fue escogida para estar en el rango de 320-450 °C. El enfriamiento rápido a $T_{int,1}$ se llevó a cabo mediante el cambio de pieza a otro horno funcionando a la temperatura $T_{int,1}$ y las muestras fueron homogeneizadas a esa temperatura durante una hora. Después, la temperatura se descendió hasta $T_{int,2}$ en aproximadamente 2 a 8 horas y después se enfrió en aire.

%C	%Mo	%W	%V	%Cr	%Si	%Mn	Otros*	Dureza después del tratamiento térmico HRc	Dureza final HRc / J
0,322	3,01	1,93	0,017	0,071	<0,05	0,144	Ni 3,01	40	51 / >450
0,384	3,08	2,130	0,016	0,074	0,088	0,158	Ni 3,08	338HB	48/416
0,384	3,09	2,08	0,019	0,079	0,104	0,168	Ni 3,11	348HB	48/>450
0,31	3,70	2,3	<0,005	0,01	0,02	0,02	Ni 1,86	41	50
0,37	3,90	2,0	<0,005	0,01	0,02	0,11	Ni 2,05	40	48
0,39	3,71	1,2	0,6	0,01	0,05	0,02	Ni 0,84, Hf, Nb,Zr	42	53,5
0,39	3,57	1,35	0,44	<0,01	<0,01	<0,01	Hf, Zr, Nb	47	52
0,21	3,2	1,04	0,3	0,01	0,04	0,21	-	45	48
0,294	3,290	1,440	<0,01	0,053	0,213	0,111	-	40	49

Tabla2

*Los elementos especificados como otros están presentes, si no se indica otra cosa, en una cantidad de menos del 2%

Ejemplo 3

Se austenizaron muestras con la composición especificada en la Tabla 1 a una temperatura entre 1000-1100°C durante alrededor de 45 minutos (una vez que el núcleo de las piezas ha alcanzado la temperatura). Se implementaron diferentes realizaciones del tratamiento térmico de la presente invención. $T_{int,1}$ fue escogida para estar en el rango de 500-600 °C y $T_{int,2}$ fue escogida para estar en el rango de 320-450 °C. El enfriamiento rápido a $T_{int,1}$ se llevó a cabo en dos pasos: un primer paso comprendiendo un enfriamiento rápido al rango de 500-600 °C, un segundo paso de calentamiento otra vez a la temperatura dentro del mismo rango pero mayor y un enfriamiento de nuevo a la primera temperatura dentro del mismo rango de 500-600 °C mediante el cambio de la pieza a otro horno funcionando a la temperatura $T_{int,1}$, y las muestras fueron homogeneizadas a esa temperatura durante una hora. Después, la temperatura se descendió hasta $T_{int,2}$ en aproximadamente 3 a 10 horas y después se enfrió en aire.

ES 2 797 627 T3

%C	%Mo	%W	%V	%Cr	%Si	%Mn	Otros*	Dureza después del tratamiento térmico HRc	Dureza final / HRc / J
0,322	3,01	1,93	0,017	0,071	<0,05	0,144	Ni 3,01	44	52 / 326
0,384	3,08	2,130	0,016	0,074	0,088	0,158	Ni 3,08	385HB	48/260
0,384	3,09	2,08	0,019	0,079	0,104	0,168	Ni 3,11	382HB	48/435
0,31	3,70	2,3	<0,005	0,01	0,02	0,02	Ni 1,86	41	49
0,37	3,90	2,0	<0,005	0,01	0,02	0,11	Ni 2,05	41	48,5

Tabla 3

*Los elementos especificados como otros están presentes, si no se indica otra cosa, en una cantidad de menos del 2%

REIVINDICACIONES

1. Un método para fabricar un acero, matriz o herramienta, en el que el acero tiene la siguiente composición, estando todos los porcentajes indicados en tanto por ciento en peso:
- 5 %C_{eq} = 0,16 - 1,9 % C = 0,16 - 1,9 %N = 0 - 1,0 %B = 0 - 0,6
 %Cr < 1,8 %Ni = 0 - 6 %Si = 0 - 1,4 %Mn = 0 - 3
 %Al = 0 - 2,5 %Mo = 0 - 10 %W = 0 - 10 %Ti = 0 - 2
 %Ta = 0 - 3 %Zr = 0 - 3 %Hf = 0 - 3 %V = 0 - 4
 %Nb = 0 - 1,5 %Cu = 0 - 2 %Co = 0 - 6
- el resto está constituido por hierro y elementos traza, donde
- 10 % C_{eq} = %C + 0,86 * %N + 1,2 * %B, y
 %Mo + ½ * %W > 2,0,
 que comprende proporcionar un acero con un dominio de existencia tanto de bainita como de martensita, en el que el acero se somete a un tratamiento térmico que comprende los siguientes pasos:
- 15 a) Austenización
 b) Enfriamiento mientras se evita la formación de más de un 20% de fases estables con una temperatura de transformación más alta que la bainita
 c) Mantenimiento de la temperatura para transformar al menos un 60% vol de la austenita restante entre Ms+300°C y Ms-50°C, en donde Ms es la temperatura del inicio de la transformación martensítica;
 donde más del 80% de la microestructura es bainítica con constituyentes finos de tipo carburo con un CVN superior a 8
- 20 Joule dentro de al menos 20mm desde la superficie del acero tratado térmicamente.
2. El método según la reivindicación 1, en el que el acero tiene un inicio de transformación martensítica (Ms) igual o inferior a 480°C.
- 25 3. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 ó 2, en el que el acero contiene al menos un 3% de formadores de carburo más fuertes que el hierro y al tratamiento térmico le sigue al menos un ciclo de revenido por encima de 500°C para separar la cementita aleada, disolver la cementita en solución sólida y separar los formadores de carburos más fuertes que el hierro.
- 30 4. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en el que el acero contiene al menos un 0,4% de Si y/o un 0,4% de Al para retardar el crecimiento de la cementita.
5. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 ó 4 en el que, tras la formación de la bainita, el acero es revenido con al menos un ciclo de revenido a una temperatura por encima de 500°C para asegurar que una porción de la cementita es reemplazada por estructuras de tipo carburo que contienen formadores de carburos más fuertes que el hierro.
- 35 6. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, en el que el acero es un acero de alta conductividad térmica y en el que se lleva a cabo al menos un ciclo de revenido a una temperatura por encima de 540°C, proporcionando una estructura de baja dispersión caracterizada por una difusividad térmica superior a 8 mm²/s.
- 40 7. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, en el que al menos un 70% de la transformación bainítica se hace a temperaturas por debajo de 400°C, alcanzando una microestructura de bainita fina caracterizada por una dureza por encima de 45 HRC sin revenir.
- 45 8. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7, en el que al menos un 70% de la transformación bainítica se hace a temperaturas por debajo de 400°C y/o el tratamiento térmico incluye al menos un ciclo de revenido a una temperatura por encima de 500°C para asegurar la separación de los carburos de los formadores de carburo fuertes, de modo que la mayoría de la microestructura obtenida, con la excepción de la presencia eventual de carburos primarios, está caracterizada por la minimización de carburos secundarios bastos, en particular como mínimo un 60% en volumen
- 50 de carburos secundarios tienen un tamaño de 250 nm o menos, de modo que se consigue una tenacidad de 10 J CVN o más.
9. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, en el que la estrategia de composición y revenido se escoge de modo que se formen carburos de tipo secundarios de separación a alta temperatura tales como los de tipo MC, los de tipo similar a MC tales como M4C3, M6C y M2C, de tal modo que se obtiene una dureza por encima de 47 HRC incluso después de mantener el material durante 2h a una temperatura de 600 °C.
- 55 10. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 9, en el que el acero tiene una composición dentro del siguiente rango:
 % Cr < 3,0
 % Si < 0,8
 donde
 %Mo + ½ * %W > 2,0.

ES 2 797 627 T3

y la estrategia de revenido se escoge para minimizar la dispersión de los portadores, de modo que se obtiene una estructura de baja dispersión caracterizada por una difusividad de 8 mm²/s o más, incluso para una dureza de 45HRC o más.

5 11. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 9, en el que el acero tiene la siguiente composición:
% Ni > 0,8

12. El método según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11, caracterizado por que el acero presenta como mínimo dos de las siguientes características:

- 10 - contiene austenita retenida;
- su cementita no está totalmente disuelta en la solución sólida;
- su cementita no ha coalescido completamente; y
- hay presentes formadores de carburos más fuertes que el hierro en la solución sólida,
de modo que la dureza del acero se puede aumentar en una cantidad de al menos 4 HRC tras la aplicación de un
15 tratamiento térmico posterior por debajo de la temperatura de austenización.