(19) OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

(11) Número de publicación: **2 388 481**

(51) Int. Cl.:
C22C 38/44 (2006.01)

(12) TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA T3

(96) Número de solicitud europea: **09382044 .7**
(96) Fecha de presentación: **01.04.2009**
(97) Número de publicación de la solicitud: **2236639**
(97) Fecha de publicación de la solicitud: **06.10.2010**

(54) Título: **Acero de herramientas de trabajo en caliente con una tenacidad y conductividad térmica extraordinarias**

(45) Fecha de publicación de la mención BOPI:
15.10.2012

(45) Fecha de la publicación del folleto de la patente:
15.10.2012

(73) Titular/es:
ROVALMA, S.A.
C/ APOL.LO, 51 POL. IND. "CAN PARELLADA"
08228 TERRASSA, ES y
VALLS ANGLÉS, ISAAC

(72) Inventor/es:
Valls Anglés, Isaac

(74) Agente/Representante:
de Elzaburu Márquez, Alberto

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 2 388 481 T3

DESCRIPCIÓN

Acero de herramientas de trabajo en caliente con una tenacidad y conductividad térmica extraordinarias

Campo de la invención

La presente invención se refiere a un acero para herramientas de trabajos en caliente con una conductividad térmica muy alta y baja sensibilidad a la entalla que le confiere una extraordinaria resistencia a la fatiga térmica y al choque térmico. El acero para herramientas presenta también una templabilidad muy alta.

Resumen

Los aceros para trabajos en caliente usados en muchos procesos de fabricación suelen estar sometidos a altas cargas termomecánicas. Estas cargas conllevan frecuentemente al choque térmico o a la fatiga térmica. Para la mayoría de estas herramientas, el principal mecanismo de fallo es la fatiga térmica y/o el choque térmico, a menudo en combinación con alguna otra degradación mecánica como la fatiga mecánica, desgaste (abrasivo, adhesivo, erosivo o incluso cavitativo), fractura, hundimiento u otras formas de deformación plástica, para mencionar las más relevantes. Además de las herramientas arriba indicadas, estos materiales se utilizan en otras muchas aplicaciones que requieren también una alta resistencia a la fatiga térmica a menudo en combinación con resistencia a otros mecanismos de fallo.

Los gradientes térmicos son los causantes del choque térmico y la fatiga térmica. En muchas aplicaciones no se consiguen regímenes de transmisión estacionarios debido a bajos tiempos de exposición o a cantidades de energía limitadas de la fuente que provoca una caída de temperatura. La magnitud del gradiente térmico en los materiales para herramientas es también una función de su conductividad térmica (proporcionalidad inversa se aplica para todos los casos con un número de Biot suficientemente pequeño).

En tal escenario, en una aplicación determinada con una función de densidad de flujo térmico determinada, un material con una conductividad térmica superior está sometido a una carga superficial menor, ya que el gradiente térmico resultante es menor.

Tradicionalmente, en muchas aplicaciones en las que la fatiga térmica es el principal mecanismo de fallo, como en muchos casos de fundición a alta presión, la medición de la tenacidad para evaluar los diferentes materiales para herramientas más habitual es la prueba de resiliencia Charpy V (CVN – Charpy V-notch). Se pueden utilizar también otros tipos de medición, incluso más representativos para algunas aplicaciones, como la tenacidad a la fractura o la deformación elástica, deformación y fractura,... Estas mediciones, junto con las mediciones sobre la resistencia mecánica (como son el límite de elasticidad, resistencia mecánica o límite de fatiga), mediciones relacionadas con el desgaste (por regla general peso K perdido en alguna prueba tribométrica) se pueden usar como indicadores del comportamiento de los materiales para propósitos comparativos entre diferentes candidatos a materiales para herramientas.

Por consiguiente, un índice de Merit para comparar la resistencia teórica de diferentes materiales para una aplicación determinada puede ser:

$Me.Nr = CVN \cdot k / (E \cdot \alpha)$
Donde:
CVN- Charpy V-notched
k – conductividad térmica
E – módulo de elasticidad
α – coeficiente de expansión térmica

En la mayoría de la literatura científica el término CVN se reemplazaría por K_{IC}, resistencia a la fatiga mecánica o límite elástico a la temperatura de trabajo. Sin embargo, el ejemplo arriba indicado del índice de Merit es probablemente el más intuitivo entre los especialistas industriales.

Así pues está claro, que para aumentar la resistencia a la fatiga térmica, se debería intentar aumentar al mismo tiempo la conductividad y la tenacidad térmicas y reducir el módulo de elasticidad y el coeficiente de expansión térmica.

En muchas aplicaciones se utilizan herramientas gruesas, sobre todo cuando se requiere una resistencia mecánica suficiente como para implicar un tratamiento térmico. En este caso es además conveniente tener una buena templabilidad. La templabilidad es también muy interesante para aceros para trabajos en caliente, porque es mucho más fácil de conseguir una alta tenacidad con una microestructura de martensita templada que con una de bainita templada. Así, a mayor templabilidad menor es la brusquedad requerida en el enfriamiento del temple. Un

enfriamiento brusco es más difícil de conseguir, y además más costoso y dado que las formas de las herramientas y componentes fabricados suelen ser complejas, puede conllevar a la rotura de las partes tratadas térmicamente.

La resistencia al desgaste y la resistencia mecánica suelen ser proporcionalmente inversas a la tenacidad. Así pues, no es fácil conseguir un aumento simultáneo de ambas propiedades. La conductividad térmica sirve de ayuda en este caso, ya que permite un gran aumento de la resistencia a la fatiga térmica, incluso si se ha reducido ligeramente el CVN para aumentar la resistencia al desgaste o la resistencia mecánica.

Existen otras muchas propiedades deseables, cuando no necesarias, para un acero de trabajo en caliente que no necesariamente influyen en la longevidad de la herramienta, pero sí en sus costes de producción, como: facilidad de mecanizado, de soldadura o de reparación en general, soporte proporcionado al recubrimiento, costes,...

En la presente invención se ha desarrollado una familia de materiales para herramientas con una mayor resistencia a la fatiga térmica y al choque térmico, que se pueden combinar con una mayor resistencia al colapso mecánico o al desgaste. Estos aceros presentan también una mayor templabilidad y mayor CVN con respecto a otros aceros para herramientas de alta conductividad térmica y características mecánicas (WO/2008/017341).

Los autores han descubierto que el problema de obtener simultáneamente una elevada conductividad térmica, templabilidad, tenacidad y características mecánicas altas se puede solucionar aplicando ciertas normas de composición y tratamientos termo-mecánicos dentro del rango composicional siguiente:

%Ceq= 0,20 – 1,2	% C = 0,20 – 1,2	%N =0 - 1	%B =0 - 1
%Cr < 1,5	%Ni= 1,0 - 9	%Si < 0,4	%Mn= 0 - 3
%Al= 0 – 2,5	%Mo= 0 - 10	%W= 0 - 15	%Ti= 0 - 3
%Ta = 0 - 3	%Zr = 0 - 3	%Hf = 0 - 3,	%V= 0 - 4
%Nb = 0 - 3	%Cu = 0 - 4	%Co = 0 - 6,	%S= 0 - 1
%Se = 0 - 1	%Te = 0 - 1	%Bi = 0 - 1	%As= 0 - 1
%Sb = 0 - 1	%Ca = 0 - 1,		

el resto consiste en hierro e impurezas inevitables, en donde:
%Ceq = %C + 0.86 * %N + 1.2 * %B,
que se caracteriza por
%Mo + ½ · %W > 1,2, a condición de que el W no esté ausente.

Cuanto más restrictivo se pueda ser con el %Si y %Cr mayor será la conductividad térmica pero más costosa es la solución (además, algunas propiedades, que podrían ser importantes para ciertas aplicaciones, y por tanto sería deseable mantenerlas, podrían empeorar con la reducción de estos elementos por debajo de ciertos niveles como, por ejemplo, la tenacidad por inclusiones de óxido atrapado en caso de que se utilicen Al, Ti, Si (y cualquier otro desoxidante) en cantidades insuficientes, o algunos casos de resistencia a la corrosión si el %Cr o el %Si son demasiado bajos). Por tanto, a menudo hay que buscar un compromiso entre el aumento de los costes, la reducción de la tenacidad, la resistencia a la corrosión u otras características relevantes para ciertas aplicaciones, y el beneficio de una mayor conductividad térmica. La conductividad térmica máxima se puede obtener únicamente si los niveles de %Si y % Cr se encuentran por debajo del 0,1% o mejor incluso si están por debajo del 0,05%. También los niveles de todos los demás elementos además del %C, %Mo, %W, %Mn y %Ni tienen que ser lo más bajos posibles (por debajo de 0,05 es técnicamente posible con un coste asumible para la mayoría de las aplicaciones, aunque un máximo de 0,1 es naturalmente menos costoso). Para algunas aplicaciones en las que la tenacidad es especialmente importante se tienen que adoptar niveles menos restrictivos de %Si (es el menos perjudicial para la conductividad térmica de todos los elementos desoxidantes de hierro), y por tanto renunciar a una cierta conductividad térmica, para asegurar que el nivel de inclusiones no sea demasiado elevado. Según los niveles de %C, %Mo, y %W usados, la templabilidad puede ser suficiente, especialmente en la zona perlítica. Para aumentar la templabilidad en la zona bainítica, el Ni es el mejor elemento que se puede utilizar (la cantidad necesaria depende también del nivel de algunos otros elementos de aleación como %Cr, %Mn,...). Los niveles de %Mo, %W y %C usados para obtener las propiedades mecánicas deseadas se tienen que equilibrar entre si para alcanzar una alta conductividad térmica, de manera que dentro de la matriz permanezca la menor cantidad posible de estos elementos en solución sólida. Lo mismo es válido para el resto de formadores de carburo que se podrían utilizar para obtener una cierta respuesta tribológica (como %V, %Zr, %Hf, %Ta,...).

En todo el documento el término carburo se refiere tanto a los carburos primarios como secundarios.

En general, es conveniente para alcanzar una alta conductividad térmica observar la siguiente norma de aleación (para minimizar el %C en solución sólida), si se quiere obtener una microestructura de martensita o bainita revenida que resista a las exigencias mecánicas. La fórmula se tiene que corregir si se usan formadores de carburo con gran afinidad por el %C (como Hf, Zr o Ta, e incluso Nb):

$$0{,}03 < xCeq - AC \cdot [xMo / (3 \cdot AMo) + xW / (3 \cdot AW) + xV / AV] > 0{,}165$$

donde:

xCeq – porcentaje en peso carbono;
xMo – porcentaje en peso molibdeno;
xW – porcentaje en peso wolframio;
xV – porcentaje en peso vanadio;
AC – masa atómica carbono (12,0107 u);
AMo – masa atómica molibdeno (95,94 u);
AW – masa atómica wolframio (183,84 u);
AV – masa atómica vanadio (50,9415 u).

Para una conductividad térmica todavía mayor es incluso más deseable tener:

$0{,}05 < xCeq - AC \cdot [xMo / (3 \cdot AMo) + xW / (3 \cdot AW) + xV / AV] > 0{,}158$

Y mejor todavía:

$0{,}09 < xCeq - AC \cdot [xMo / (3 \cdot AMo) + xW / (3 \cdot AW) + xV / AV] > 0{,}15$

Para rectificar la presencia de otros formadores de carburos con gran avidez por el %C se tiene que añadir a la fórmula un término extra para cada tipo de formador de carburo de gran avidez:
-AC*xM/(R*AM)

Donde:

xM – porcentaje en peso formador de carburo;
AC – masa atómica carbono (12,0107 u);
R – número de unidades de formador de carburo por unidad de carburo (p.ej. 1 si el tipo de carburo es MC, 23/7 si el tipo de carburo fuera $M_{23}C_7$ ....)
AM – masa atómica formador de carburo (??? u);

Este equilibrio proporciona una extraordinaria conductividad térmica si los formadores de partículas cerámicas de refuerzo, inclusive la parte no metálica (%C, %B, y %N) son llevados hasta los carburos (como alternativa nitruros, boruros o sustancias intermedias). Entonces se tiene que aplicar el tratamiento térmico apropiado. Este tratamiento térmico tendrá una fase en la que la mayoría de los elementos estén disueltos (austenización a temperatura suficientemente alta, normalmente alrededor de 1040 ºC y a menudo por encima de 1080ºC), seguirá un enfriamiento brusco, la intensidad del cual vendrá determinada por las propiedades mecánicas deseadas, aunque se deberían evitar las microestructuras estables porque implican fases con gran cantidad de %C y de formadores de carburo en solución sólida. Las microestructuras metaestables son incluso peores, ya que la distorsión en la microestructura causada por el carbono es incluso mayor, y por tanto la conductividad térmica menor, aunque una vez se han relajado estas estructuras metaestables, es cuando los formadores de carburo se colocan en la posición deseada. La martensita y bainita revenidas según este procedimiento serán las microestructuras deseadas en este caso.

En general se puede decir que a mayor contenido de Mn y Si usado para obtener algunas propiedades específicas, menor debería ser el contenido de %Ni, ya que el efecto en la conductividad térmica por electrones en la matriz es demasiado alto. A grosso modo sería:
%Ni+9*%Mn+5*%Si < 9
e incluso mejor si el límite superior se pudiese reducir a 8% en peso.

Para aumentar la maquinabilidad se pueden utilizar S, As, Te, Bi o incluso Pb. La sustancia más común, el 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 se tiene que equilibrar con el Mn para intentar tenerlo todo en forma de bisulfuro de manganeso esférico, menos perjudicial para la tenacidad, así como la menor cantidad posible de los dos elementos restantes en solución sólida en caso que se tenga que maximizar la conductividad térmica.

Como ya se ha mencionado anteriormente, las limitaciones tecnológicas son la causa por la cual es costoso alcanzar un nivel bajo de ciertos elementos en los aceros. Por ejemplo, un acero supuestamente desprovisto de Cr (0% Cr en composición normal), especialmente si se trata de un acero aleado, tendrá muy probablemente %Cr > 0,3 %. Si no se menciona el %Cr en una composición significa que su presencia no se considera importante, pero tampoco su ausencia.

El caso del %Si es un poco diferente, ya que es posible reducir su contenido mediante un proceso de afino como, p. ej., el ESR, aunque debido a la estrecha ventana del proceso en este caso es tecnológicamente muy difícil (y caro, y por tanto sólo se realiza en el caso de pretender una funcionalidad determinada) reducir el %Si por debajo del 0,2% y al mismo tiempo alcanzar un nivel de inclusiones bajo (especialmente óxidos). Todos los aceros para

herramientas que en un rango de composición normal podrían tener una alta conductividad térmica no la tienen debido principalmente a las dos razones siguientes:
- el ratio de %C y el de los formadores de carburo no está bien equilibrado para minimizar soluciones sólidas en la matriz metálica, especialmente del %C. Ello suele ser así porque la solución sólida se utiliza con la intención de aumentar la resistencia mecánica.
- los niveles de %Si y %Cr, por ejemplo, pueden ser %Cr<1 (o incluso sin mencionar el %Cr, hecho que puede inducir al equívoco que es 0%) y %Si<0,4 que significa que acaba siendo %Cr>0,3 y %Si>0,25. Ello es válido también para todos los elementos traza con una fuerte incidencia en la conductividad de la matriz e incluso más los que tienen una gran solubilidad en los carburos y gran potencial de distorsión de la estructura de los carburos. En general, con excepción del %Ni, y para algunas aplicaciones el %Mn, ningún elemento es deseable en solución sólida con la matriz en un porcentaje superior al 0,5%. Preferentemente el porcentaje de estos individualmente en solución sólida no debiera exceder el 0,2%. Si el objetivo principal para la aplicación es maximizar la conductividad térmica, entonces cualquier elemento metálico (obviamente incluidos los metales de transición), a excepción del %Ni y en algún caso el %C y %Mn, en solución sólida con la matriz no debiera exceder 0,1% o mejor incluso 0,05%.

Descripción detallada de la invención

En los aceros para trabajo en caliente la tenacidad es una de las características más importantes, especialmente la resistencia a la sensibilidad a la entalla y la tenacidad de fractura. A diferencia de las aplicaciones de trabajo en frío, en las que una vez se ha obtenido la tenacidad suficiente para evitar grietas o desportillados, una tenacidad mayor no supone ningún aumento de la vida de la herramienta. En aplicaciones de trabajos en caliente en las que la fatiga térmica es un mecanismo de fallo importante, la vida de la herramienta es directamente proporcional a la tenacidad (a la sensibilidad a la entalla y a la tenacidad a la fractura). Otra característica mecánica importante es el límite elástico a la temperatura de trabajo (dado que el límite elástico se reduce con el aumento de la temperatura), y para algunas aplicaciones incluso la resistencia a la deformación por termofluencia. La resistencia mecánica y la tenacidad tienden a ser inversamente proporcionales, pero microestructuras diferentes alcanzan relaciones diferentes, es decir, una función de la microestructura es la que permite obtener niveles de tenacidad diferentes para el mismo límite elástico a una temperatura determinada. En este orden de cosas, es bien sabido que para la mayoría de aceros para trabajos en caliente la microestructura de pura martensita revenida es la única que ofrece el mejor compromiso de propiedades mecánicas. Esto significa, que es importante evitar la formación de otras microestructuras como ferrita-perlita estable o bainita metaestable durante el enfriamiento posterior a la austenitización en el proceso de tratamiento térmico. Por lo tanto, se necesitarán velocidades de enfriamiento rápidas, y si se requiere una templabilidad mas elevada, se deberían utilizar algunos elementos de aleación para retardar la cinética de la formación de estas estructuras más estables, y de todas las alternativas posibles se deberían utilizar aquellas con el mínimo efecto negativo sobre la conductividad térmica.

Una estrategia para obtener resistencia al desgaste y un mayor límite elástico a altas temperaturas y, al mismo tiempo, obtener una alta conductividad térmica es la utilización de carburos con una densidad de electrones alta tipo carburos M_3Fe_3C secundarios y a veces incluso primarios (M- debería ser sólo Mo o W para una mayor conductividad térmica). Hay otras especies de carburos de (Mo, W, Fe) con densidades de electrones elevadas y tendencia a solidificar con gran perfección cristalina. Algunos elementos como el Zr, y en menor medida el Hf y Ta por ejemplo en comparación con el Cr y V, cuando se disuelven en este tipo de carburos, no aportan gran distorsión a la estructura cristalina y la dispersión de portadores de carga es pequeña con lo que también lo es el efecto en la conductividad térmica, además Estos elementos tan carburígenos tienen tendencia a formar carburos tipo MC aparte, debido a su gran afinidad por el C. En general se desea tener mayoritariamente carburos de (Fe, Mo, W) (donde obviamente parte del C puede ser reemplazado por N o B), normalmente más de un 60% y de forma óptima más de un 80% o incluso 90% de este tipo de carburos. La disolución de otros elementos metálicos en este tipo de carburos se (obviamente en el caso de los carburos los elementos metálicos son principalmente elementos de transición) puede existir, pero se desea pequeña para garantizar una elevada conductividad fonónica. Normalmente ningún otro elemento metálico, a parte de los principales Fe, Mo y W, debiera exceder el 20% del peso de todos los elementos metálicos del carburo, en este tipo de carburos deseados principalmente. Preferentemente no debiera ser más de un 10% e incluso mejor un 5%. Ello es debido a que tienden a formar estructuras con densidades de defectos de solidificación extremamente bajas incluso para cinéticas de solidificación rápidas (por tanto menos elementos estructurales para provocar dispersión de portadores de carga). En este caso, el Mo y el W aportan suficientes obstáculos para la formación de estructuras estables (perlita y ferrita), aunque la formación de bainita es muy rápida. En algunos aceros se puede conseguir formar estructuras superbainíticas aplicando un tipo de tratamiento térmico martemplado, que consiste en la solubilización completa de elementos de aleación seguida de un enfriamiento rápido a una temperatura determinada (para evitar la formación de ferrita) en el orden de una formación bainítica inferior, y un largo mantenimiento de la temperatura para obtener una estructura 100% bainítica. Para la mayoría de aceros es deseable una estructura martensítica pura, por lo que en este sistema se tienen que añadir algunos elementos para retardar la transformación bainítica, ya que el Mo y el W son muy ineficientes en este aspecto. Por regla general, para este propósito se suele utilizar Cr, pero tiene un efecto extremamente negativo sobre la conductividad térmica para este sistema ya que se disuelve en los carburos M_3Fe_3C y provoca una gran distorsión, de modo que es mucho mejor utilizar elementos no solubles en carburos. Estos elementos reducirán la conductividad de la matriz y, por tanto, se deberían utilizar aquellos que tuvieran el menor efecto negativo. Así pues, un candidato natural es Ni, pero también se pueden utilizar otros paralelamente. Normalmente una cantidad entre el

3% y 4% en peso bastará para obtener suficiente templabilidad y contribuir al incremento de tenacidad sin deteriorar la conductividad de forma excesiva. Hay aplicaciones en las que cantidades inferiores de %Ni ya conllevan el efecto deseado, especialmente si los contenidos de %Mn y/o %Si son algo mayores, o las secciones de material empleado son más pequeñas. En estos casos un 2% - 3% o incluso un 1% - 2% de Ni pueden llegar a ser suficientes para algunas aplicaciones. Finalmente, para algunas aplicaciones en las que el CVN se prioriza frente a la conductividad térmica máxima, contenidos de %Ni superiores se emplearan, normalmente hasta un 5,5% pero excepcionalmente hasta un 9% también. Una ventaja añadida del uso de %Ni en las concentraciones descritas anteriormente, es la de tender a bajar el coeficiente de expansión térmico para el tipo de haceros de la presente invención, con la consecuente incidencia en el aumento de la resistencia a la fatiga térmica (número de Merit mayor).

El uso de %Mo como único elemento formador de carburos (obviamente junto con el Fe), es algo ventajoso de cara a maximizar la conductividad térmica, pero tiene la desventaja de proporcionar un coeficiente de expansión térmica superior, y por lo tanto disminuye la resistencia a la fatiga térmica. Por lo tanto normalmente se prefiere tener una relación de 1,2 a 3 veces más de Mo que de W pero no la ausencia de W. La excepción son las aplicaciones donde solo se quiere maximizar la conductividad térmica conjuntamente con la tenacidad pero no particularmente la resistencia a la fatiga térmica.

Cuando se permanece en el sistema de carburos $Mo_xW_{3-x}Fe_3C$ y se mantienen los niveles de Cr lo más bajo posible, una de las vías preferidas para equilibrar los contenidos de %W, %Mo y %C es mediante la adhesión a la siguiente norma de aleación:

$\%C_{eq} = 0,3+(\%Mo_{eq}-4)\cdot 0,04173$
Donde: Mo_{eq}=%Mo+1/2 %W.

La variación permitida en el valor de $\%C_{eq}$ que resulta de la fórmula anterior, con el objetivo de optimizar simultáneamente alguna propiedad mecánica o tribológica, al tiempo que se mantiene la elevada conductividad térmica es:

Óptimamente: -0,03 / +0,01;
Preferiblemente: -0,05 / +0,03;
Admisible: -0,1 / +0,06;

Esta norma de aleación se puede reformular para adaptarse mejor a diferentes niveles de aleación de %C, y por lo tanto a las diferentes aplicaciones:

$\%C_{eq}$ (preliminar)= $\%Mo_{eq}\cdot 0,04173$

Donde: Mo_{eq}=%Mo+1/2 %W.

Y entonces,

Si $\%C_{eq}$ (preliminar) <= 0,3 entonces $\%C_{eq}$ (final) = $\%C_{eq}$ (preliminar) + K_1
Si $\%C_{eq}$ (preliminar) > 0,3 entonces $\%C_{eq}$ (final) = $\%C_{eq}$ (preliminar) + K_2

Donde K_1 y K_2 se escogen de la siguiente manera:

Óptimamente: K1 en el intervalo [0,10 ; 0,12]; y K2 en el intervalo [0,13 ; 0,16]
Preferiblemente: K1 en el intervalo [0,08 ; 0,16]; y K2 en el intervalo [0,12 ; 0,18]
Admisible: K1 en el intervalo [0,06 ; 0,22]; y K2 en el intervalo [0,10 ; 0,25]

En este caso la templabilidad para evitar la formación de ferrita o de perlita es buena para un %C superior al 0,25 %. Pero si se quiere evitar la formación de bainita, entonces se necesita Ni en una cantidad generalmente superior al 3%.

Se puede utilizar otro mecanismo de endurecimiento buscando alguna combinación de propiedades mecánicas específica o resistencia a la degradación causada por el ambiente de trabajo. Siempre se intenta maximizar la propiedad deseada, pero tratando de tener el mínimo efecto negativo posible sobre la conductividad térmica. La solución sólida con Cu, Mn, Ni, Co, Si .... (inclusive algunos formadores de carburo con menor afinidad al carbono como el Cr) y la solución sólida intersticial (principalmente C, N y B). Para este fin se puede utilizar también la precipitación, con una formación intermetálica como Ni_3Mo, NiAl, Ni_3Ti.... (y además de Ni y Mo, se pueden añadir en pequeñas cantidades los elementos Al, Ti, hay que tener especial cuidado con el Ti, que se disuelve en carburos M_3Fe_3C). Finalmente, también se pueden utilizar otros tipos de carburos, pero suele ser bastante difícil mantener con ellos un alto nivel de conductividad térmica, a menos que los formadores de carburo tengan una afinidad muy alta con el carbono, como es el caso de Hf, Zr, y también Ta. Nb y V se suelen utilizar para reducir el coste para responder a una tribología determinada, pero tienen una gran incidencia sobre la conductividad térmica, por lo que sólo se utilizarán cuando el coste sea un factor importante, y se usarán en pequeñas cantidades. Alguno de estos

elementos son además no tan perjudiciales cuando se disuelven en los carburos M_3Fe_3C, u otros carburos de (Fe, Mo, W), este es especialmente el caso del Zr, y con menor medida del Hf y Ta.

Cuando la cantidad se mide en porcentajes de peso, la masa atómica y el tipo de carburo formado determinan si la cantidad de un elemento empleado debe ser grande o pequeña. Así, por ejemplo, 2%V es mucho más que 4%W. V tiende a formar tipos de carburos MC, a menos que se disuelva en otros carburos existentes. Así, para formar una unidad de carburo se necesita sólo una unidad de V, y la masa atómica es 50.9415. W tiende a formar carburos del tipo M3Fe3C en aceros para trabajos en caliente. Así pues, 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 2%V que con 4%W.

Hasta el desarrollo de los aceros para herramientas de alta conductividad térmica (WO/2008/017341), el único modo conocido para aumentar la conductividad térmica de un acero para herramientas era manteniendo baja aleación y, por consiguiente, con características mecánicas pobres, especialmente a altas temperaturas. Los aceros para herramientas capaces de superar los 42 HRC después de una exposición prolongada a 600 ºC o más, se consideraban con un límite superior de conductividad térmica de 30W/mK y con una difusividad térmica de 8 mm^2/s. Los aceros para herramientas de la presente invención presentan una difusividad térmica superior a 8mm^2/s, y, en general, superior a 11mm^2/s, mientras mantienen sus propiedades mecánicas y una buena templabilidad. La difusividad térmica está considerada como la propiedad térmica más relevante porque es más fácil de medir con exactitud, y porque la mayoría de las herramientas se utilizan en procesos cíclicos, por lo que la difusividad térmica es mucho más importante para evaluar el rendimiento que la conductividad térmica.

El acero para herramientas de la presente invención se puede fabricar con cualquier proceso metalúrgico, entre los cuales los más comunes son: fundición en arena, fundición a la cera perdida, colada continua, fusión en horno eléctrico, fundición por inducción al vacío. También se pueden utilizar procesos de la metalurgia de polvo junto con cualquier tipo de atomización y posterior compactación como el HIP, CIP, prensado en frío o en caliente, sinterizado (con o sin fase líquida), proyección térmica o recubrimiento térmico para mencionar algunos de ellos. La aleación se puede obtener directamente con la forma deseada o mejorar mediante otros procesos metalúrgicos. Se puede aplicar cualquier proceso metalúrgico de refinamiento, como el ESR, AOD, VAR… El forjado o el laminado se usan frecuentemente para aumentar la tenacidad, incluso el forjado tridimensional de bloques. El acero para herramientas de la presente invención se puede obtener en forma de barra, alambre o polvo para utilizarlo como aleación para soldar. Incluso se puede fabricar una matriz con una aleación de fundición de bajo coste y aplicar el acero de la presente invención en las partes críticas de la matriz mediante soldadura con barra o alambre fabricados a partir de un acero de la presente invención. También se puede soldar por láser, plasma o haz de electrones usando polvo fabricado con el acero de la presente invención. El acero de la presente invención se podría utilizar también con una técnica de proyección térmica para aplicar en partes de la superficie de otro material.

El acero para herramientas de la presente invención se puede utilizar también para la fabricación de piezas sometidas a grandes cargas termomecánicas, o básicamente para cualquier pieza propensa a los fallos debido a la fatiga térmica, o con requerimientos de alta tenacidad y que saca provecho de su alta conductividad térmica. La ventaja es un transporte térmico más rápido o una menor temperatura de trabajo. A modo de ejemplo: componentes para máquinas 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 para la transformación de energía. Matrices para el forjado (en matriz abierta o cerrada), extrusión, laminado, fundición y tixoconformado de metales. Matrices para el conformado plástico de materiales termoplásticos y termoestables en todas sus formas. En general, cualquier tipo de matriz, herramienta o pieza se puede beneficiar de un aumento de la resistencia a la fatiga térmica. También matrices, herramientas o piezas que se benefician de una mejor gestión térmica, como es el caso de las matrices de conformado o de corte de materiales con liberación de grandes cantidades de energía (como el acero inoxidable o los aceros TRIP) o que trabajan a altas temperaturas (corte en caliente, conformado en caliente de chapa).

EJEMPLOS

Algunos ejemplos indican el modo en que la composición de acero de la invención puede especificarse con mayor precisión para diferentes tipos de aplicaciones de trabajo en caliente:

Ejemplo 1

Para matrices de fundición de aluminio de piezas pesadas con espesores de pared considerables. En este caso es deseable una conductividad térmica lo más alta posible, pero con una templabilidad muy alta para obtener una microestructura de martensita revenida pura, mientras la sensibilidad a la entalla debería ser la menor posible y la tenacidad a la fractura lo más alta posible. Esta solución maximiza la resistencia a la fatiga térmica con una templabilidad muy buena, ya que las matrices o piezas fabricadas con acero de trabajo en caliente suelen tener secciones muy gruesas. En este caso se podría utilizar un rango composicional del tipo siguiente:

C_{eq}: 0,3 – 0,34 Cr < 0,1 (preferiblemente %Cr<0,05%) Ni: 3,0 – 3,6
Si: < 0,15 (preferiblemente %Si<0,1 pero con un nivel aceptable de inclusiones oxidas)
Mn: < 0,2 Mo_{eq}: 3,5-4,5

donde Mo_{eq}=%Mo+1/2 %W
Los demás elementos deberían permanecer lo más bajos posibles y en todo caso estar siempre por debajo del 0,1%.
Todos los valores están indicados en porcentajes de peso.

Dos ejemplos ilustran las propiedades que se pueden obtener:

%C	%Mo	%W	%Ni	%Cr	%Si	%Mn	CVN J	Difusividad térmica mm^2/s Tamb	400 ºC
0,31	3,2	1,9	3,2	0,05	0,12	0,19	39	13,2	8,7
0,32	3,3	1,9	3,4	0,07	0,15	0,23	50	12,3	8,3

Ejemplo 2
Para la forja en matriz cerrada. En este caso se tiene que alcanzar una optimización simultánea de la resistencia al desgaste y a la fatiga térmica, así son deseables un CVN y difusividad térmica máximos con un aumento de la resistencia al desgaste (presencia de carburos primarios). En este caso, se pueden utilizar aceros para herramientas pulvimetalúrgicos en el siguiente rango:

C_{eq}: 0,34 – 0,38 Cr < 0,1 (preferiblemente %Cr<0,05%) Ni: 3,0 – 3,6
Si: < 0,15 (preferiblemente %Si<0,1 pero con un nivel aceptable de inclusiones oxidas)
Mn: < 0,2 Mo_{eq}: 5,0-7,0
donde Mo_{eq}=%Mo+1/2 %W
Los demás elementos deberían permanecer lo más bajos posible y en todo caso estar siempre por debajo del 0,1%.
Todos los valores están indicados en porcentajes de peso.

Dos ejemplos ilustran las propiedades que se pueden obtener:

%C	%Mo	%W	%Ni	%Cr	%Si	%Mn	CVN J	Difusividad térmica mm^2/s Tamb	400 ºC
0,345	4,4	3,4	3,1	0,05	0,05	0,20	36	12,4	8,5
0,357	4,6	3,5	3,4	0,07	0,11	0,21	32	12,2	8,4

Ejemplo 3
Para el corte en caliente de chapas. En este caso se tiene que maximizar la resistencia al desgaste, con una buena templabilidad y tenacidad. La conductividad térmica es muy importante para mantener la temperatura en el canto de corte lo más baja posible. En este caso se podría utilizar el siguiente rango composicional:
C_{eq}: 0,72 – 0,76 Cr < 0,1 (preferiblemente %Cr<0,05%) Ni: 3,4 – 4,0
Si: < 0,15 (preferiblemente %Si<0,1)
Mn: < 0,4 Mo_{eq}: 12-16
donde Mo_{eq}=%Mo+1/2 %W
Los demás elementos deberían permanecer lo más bajos posible y en todo caso estar siempre por debajo del 0,1%.
Todos los valores están indicados en porcentajes de peso.

Dos ejemplos ilustran las propiedades que se pueden obtener:

%C	%Mo	%W	%Ni	%Cr	%Si	%Mn	Resil J	Difusividad térmica mm^2/s Tamb	400 ºC
0,74	10	8	3,5	0,04	0,045	0,21	200	11,0	7,7

REIVINDICACIONES:

1. Un acero, en particular un acero para herramientas de trabajo en caliente, con la composición siguiente, estando todos los porcentajes indicados en porcentajes de peso:

%Ceq= 0,20 – 1,2	% C = 0,20 – 1,2	%N =0 - 1	%B =0 - 1
%Cr < 1,5	%Ni= 1,0 - 9	%Si < 0,4	%Mn= 0 - 3
%Al= 0 – 2,5	%Mo= 0 - 10	%W= 0 - 15	%Ti= 0 - 3
%Ta = 0 - 3	%Zr = 0 - 3	%Hf = 0 - 3,	%V= 0 - 4
%Nb = 0 - 3	%Cu = 0 - 4	%Co = 0 - 6,	%S= 0 - 1
%Se = 0 - 1	%Te = 0 - 1	%Bi = 0 - 1	%As= 0 - 1
%Sb = 0 - 1	%Ca = 0 - 1,		

consistiendo el resto en hierro e impurezas inevitables, donde:

%Ceq = %C + 0.86 * %N + 1.2 * %B,

caracterizado porque:

%Mo + ½ · %W > 1,2, a condición de que el W no esté ausente.

2. Un acero según la reivindicación 1, donde al menos el 80% en peso de los carburos son carburos principalmente de Fe, Mo o W, solos o en combinación.

3. Un acero según la reivindicación 2, donde ningún otro único elemento metálico está presente en disolución sólida dentro de los carburos de Fe, Mo y/o W en una concentración superior al 10% en peso.

4. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 2 ó 3, donde el %C en los carburos esta al menos parcialmente reemplazado por %N y/o %B.

5. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, donde ningún único elemento está presente en disolución sólida dentro de la matriz metálica de Fe que embebe a los carburos en una concentración superior al 0,5% exceptuando al %Ni y/o %Mn.

6. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, donde ningún único elemento está presente en disolución sólida dentro de la matriz metálica de Fe que embebe a los carburos en una concentración superior al 0,1% exceptuando al %Ni.

7. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6 caracterizado porque:
$0,03 < xC_{eq} – AC \cdot [xMo / (3 \cdot AMo) + xW / (3 \cdot AW) + xV / AV] > 0,165$
donde:

xC_{eq} – porcentaje en peso carbono;
xMo – porcentaje en peso molibdeno;
xW – porcentaje en peso wolframio;
xV – porcentaje en peso vanadio;
AC – masa atómica carbono (12,0107 u);
AMo – masa atómica molibdeno (95,94 u);
AW – masa atómica wolframio (183,84 u);
AV – masa atómica vanadio (50,9415 u).

8. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7 donde:
%Ni+9*%Mn+5*%Si < 8

9. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8 donde:
$\%C_{eq}$= 0,26 – 0,55 % C = 0,20 – 0,55 %N =0 – 0,6 y %B =0 – 0,45

10. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 9 donde:
%Cr < 0,2, %Si < 0,2 y %Ni > 2,99

11. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 10 donde %Cr < 0,1.

12. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11 donde %Si < 0,1.

13. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 12 donde %Cr < 0,05 y %Si<0,05.

14. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 13 donde %Mo= 2 – 10, caracterizado porque
$3 < \%Mo + ½ \cdot \%W < 11$

15. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 14 donde:

$\%C_{eq}$= 0,26 – 0,4	% C = 0,26 – 0,4	%N =0 – 0,45	%B =0 – 0,3
%Cr < 0,5	%Ni= 2,99 - 6	%Si < 0,3	%Mo= 2,5 - 8
%W= 0 – 5.			

16. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 15 donde:

$\%C_{eq}$= 0,28 – 0,36	% C = 0,28 – 0,36	%N =0 – 0,4	%B =0 – 0,25
%Cr < 0,3	%Ni= 2,99 - 5	%Si < 0,25	%Mo= 3 – 6,5
%W= 1 – 4.			

17. Un acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 16 caracterizado porque:
$xC_{eq}*(xMo+0,5*xW)/(xCr+xV+xNb) > 8$
donde:
xC_{eq} – porcentaje de peso carbono;
xMo – porcentaje de peso molibdeno;
xW – porcentaje de peso wolframio;
xV – porcentaje de peso vanadio;
xNb – porcentaje de peso niobio;
donde xCr, xV y xNb son los porcentajes de peso reales, incluso si sólo están presentes en concentraciones inferiores a 0,05%.

18. Una matriz, herramienta o pieza que comprende al menos un acero según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 17.