

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 624 912**

51 Int. Cl.:

C21D 1/32	(2006.01)	C22C 38/54	(2006.01)
C21D 9/00	(2006.01)	C22C 38/44	(2006.01)
C21D 9/28	(2006.01)	C22C 38/52	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	C21D 6/00	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C21D 6/04	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)		
C22C 38/06	(2006.01)		
C22C 38/42	(2006.01)		
C22C 38/46	(2006.01)		
C22C 38/48	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **08.07.2009 PCT/FR2009/051351**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **21.01.2010 WO10007297**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **08.07.2009 E 09784484 (9)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **22.03.2017 EP 2310546**

54 Título: **Acero martensítico endurecido con bajo contenido de cobalto, procedimiento de fabricación de una pieza a partir de este acero y pieza así obtenida**

30 Prioridad:

15.07.2008 FR 0854810

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
18.07.2017

73 Titular/es:

**AUBERT & DUVAL (100.0%)
Tour Maine Montparnasse, 33 avenue du Maine
75015 Paris, FR**

72 Inventor/es:

ROCH, FRANÇOIS

74 Agente/Representante:

SALVA FERRER, Joan

ES 2 624 912 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Acero martensítico endurecido con bajo contenido de cobalto, procedimiento de fabricación de una pieza a partir de este acero y pieza así obtenida

5

[0001] La invención se refiere a un acero martensítico endurecido por un sistema dúplex, es decir, por una precipitación de compuestos intermetálicos y de carburos obtenida gracias a una composición de acero y un tratamiento térmico de envejecimiento apropiados.

10 **[0002]** Este tipo de acero propone:

- una resistencia mecánica muy alta, pero al mismo tiempo una tenacidad y una ductilidad elevadas, dicho de otro modo una baja sensibilidad a la ruptura frágil; esta muy alta resistencia persiste en caliente, hasta temperaturas del orden de 400°C;

15 - buenas propiedades de fatiga, lo que implica especialmente la ausencia de inclusiones nocivas tales como nitruros y óxidos; esta característica debe obtenerse con una composición apropiada y condiciones de elaboración del metal líquido cuidadosas.

[0003] Además, puede someterse a cementación y nitruración, de forma que pueda endurecerse su superficie para conferirle una buena resistencia a la abrasión y en rozamiento lubricado.

[0004] Las aplicaciones que pueden contemplarse de este acero se refieren a todos los dominios de la mecánica en los que se requieren piezas de estructura o de transmisión que deben combinar cargas muy elevadas con esfuerzos dinámicos y en presencia de calentamiento inducido o ambiente. De forma no exhaustiva cabe citar 25 los ejes de transmisión, los ejes de caja de velocidades, los ejes de rodamientos,...

[0005] La demanda de una resistencia mecánica excelente en caliente impide usar, en determinadas aplicaciones, aceros al carbono o aceros denominados «de baja aleación» cuya resistencia se degrada a partir de 200°C. Además, la tenacidad de estos aceros en general no es satisfactoria cuando se tratan para valores de 30 resistencia mecánica superiores a 2.000 MPa, y, de una manera general, su límite elástico «verdadero» es muy inferior a su resistencia máxima medida en ensayo de tracción: el límite elástico es así un criterio de dimensionamiento que en este caso se convierte en penalizador. Entonces se pueden usar aceros maraging, cuyo límite elástico es sustancialmente más cercano a su valor máximo de resistencia a la tracción, que tienen una 35 resistencia satisfactoria hasta 350-400°C, y que ofrecen incluso una buena tenacidad para valores muy elevados de resistencia mecánica. Sin embargo, estos aceros maraging tienen de forma bastante sistemática contenidos elevados en níquel, cobalto y molibdeno, elementos que son costosos y están sujetos a variaciones sustanciales en su cuota en el mercado de materias primas. También contienen titanio, usado por su importante contribución al endurecimiento secundario, pero que es responsable principalmente del descenso de la resistencia a la fatiga de los aceros maraging debido al nitruro TiN, cuya formación es casi imposible evitar durante la elaboración de aceros que 40 contienen solamente apenas unas décimas de porcentaje.

[0006] En el documento US-A-5.393.488 se ha propuesto una composición de acero de endurecimiento secundario sin adición de titanio, destinada a mejorar la resistencia en caliente y sobre todo a mejorar las propiedades de fatiga, la ductilidad y la tenacidad. Esta composición tiene el inconveniente de que exige un 45 contenido de Co elevado (del 8 al 16%), lo que hace que el acero sea muy caro. (Nota: en el presente texto, todos los contenidos de los diferentes elementos se expresan en % ponderales).

[0007] En el documento WO-A-2006/114.499 se ha propuesto una composición de acero martensítico endurecido y una serie de tratamientos térmicos optimizada adaptada a esta composición que, con respecto a la 50 técnica anterior representada por el documento US-A-5.393.388, presentaba la ventaja de exigir sólo un contenido más reducido en cobalto, por ejemplo entre el 5 y el 7%. Ajustando los contenidos de los demás elementos y los parámetros de los tratamientos térmicos de forma consiguiente, ha sido posible obtener piezas que proponen un conjunto de propiedades mecánicas muy satisfactorias, especialmente para las aplicaciones aeronáuticas. Se trata, especialmente, de una resistencia a la tracción en frío comprendida entre 2.200 MPa y 2.350 MPa, una ductilidad y 55 una resiliencia al menos iguales a las de los mejores aceros de alta resistencia, y en caliente (400°C) una resistencia a la tracción del orden de 1.800 MPa, así como propiedades de fatiga óptimas.

[0008] Este acero se denomina «de endurecimiento dúplex», ya que su endurecimiento se obtiene mediante la precipitación de endurecimiento simultánea de compuestos intermetálicos y de carburos de tipo M₂C.

- [0009]** Sin embargo, este acero contiene siempre cantidades de cobalto relativamente importantes. Al ser de todas formas este elemento caro y al poder experimentar su precio fluctuaciones importantes en el mercado de las materias primas, sería importante encontrar los medios de reducir muy sustancialmente todavía su presencia, especialmente en los materiales destinados a aplicaciones mecánicas más corrientes que las aplicaciones aeronáuticas.
- [0010]** Los aceros tal como se propone en los documentos WO-A-2006/114.499 y US-A-5.393.488 permiten obtener una buena resiliencia pero en algunas aplicaciones este hecho puede revelarse insuficiente.
- [0011]** Para estas mismas aplicaciones se solicita igualmente obtener una resistencia a la tracción (Rm) muy elevada.
- [0012]** El objeto de la invención es proponer un acero que pueda usarse especialmente para fabricar piezas mecánicas tales como ejes de transmisión, o elementos de estructura, que presentan una resiliencia más elevada presentando una resistencia mecánica importante. Este acero debería tener asimismo un coste de producción más bajo que los aceros de mejor rendimiento conocidos actualmente para estos usos, gracias, en particular, a un contenido de cobalto significativamente más reducido.
- [0013]** Para este fin, la invención tiene por objeto un acero caracterizado porque su composición es, en porcentajes ponderales:
- C = 0,18-0,30%
 - Co = 1,5-4%, preferentemente 2-3%
 - Cr = 2-5%
 - Al = 1-2%
 - Mo + W/2 = 1-4%
 - V = trazas - 0,3%
 - Nb = trazas - 0,1%
 - B = trazas - 30 ppm
 - Ni = 11-16% con $Ni \geq 7 + 3,5 Al$
 - Si = trazas - 1,0%
 - Mn = trazas - 2,0%
 - Ca = trazas - 20 ppm
 - Tierras raras = trazas - 100 ppm
 - si $N \leq 10$ ppm, $Ti + Zr/2 =$ trazas - 100 ppm con $Ti + Zr/2 \leq 10 N$
 - si $10 \text{ ppm} < N \leq 20$ ppm, $Ti + Zr/2 =$ trazas - 150 ppm
 - O = trazas - 50 ppm
 - N = trazas - 20 ppm
 - S = trazas - 20 ppm
 - Cu = trazas - 1%
 - P = trazas - 200 ppm
- siendo el resto hierro e impurezas inevitables resultantes de la elaboración.
- [0014]** Contiene preferentemente C = 0,20-0,25%.
- [0015]** Contiene preferentemente Cr = 2-4%.
- [0016]** Contiene preferentemente Al = 1-1,6%, más preferentemente 1,4-1,6%.
- [0017]** Contiene preferentemente Mo $\geq 1\%$.
- [0018]** Contiene preferentemente Mo + W/2 = 1-2%.
- [0019]** Contiene preferentemente V = 0,2-0,3%.
- [0020]** Contiene preferentemente Ni = 12-14%, con $Ni \geq 7 + 3,5 Al$.

- [0021]** Contiene preferentemente Nb = trazas - 0,05%
- [0022]** Contiene preferentemente Si = trazas - 0,25%, preferentemente trazas - 0,10%.
- 5 **[0023]** Contiene preferentemente O = trazas - 10 ppm.
- [0024]** Contiene preferentemente N = trazas - 10 ppm.
- [0025]** Contiene preferentemente S = trazas - 10 ppm, preferentemente trazas - 5 ppm.
- 10 **[0026]** Contiene preferentemente P = trazas - 100 ppm.
- [0027]** Su temperatura de transformación martensítica Ms medida es preferentemente superior o igual a 100°C.
- 15 **[0028]** Su temperatura de transformación martensítica Ms medida puede ser superior o igual a 140°C.
- [0029]** La invención tiene también por objeto un procedimiento de fabricación de una pieza de acero, caracterizado porque incluye las etapas siguientes que preceden al acabado de la pieza proporcionándole su forma definitiva:
- 20
- la preparación de un acero que tiene la composición anterior;
 - al menos una operación de conformación de este acero;
 - un revenido de ablandamiento a 600-675°C durante 4 a 20 h seguido por un enfriamiento al aire;
 - 25 - una puesta en solución a 900-1.000°C durante al menos 1 h, seguido por un enfriamiento en aceite o al aire suficientemente rápido para evitar la precipitación de carburos intergranulares en la matriz de austenita;
 - un envejecimiento de endurecimiento a 475-600°C, preferentemente de 490-525°C durante 5-20 h.
- [0030]** Incluye además preferentemente un tratamiento criogénico a -50°C o inferior, preferentemente entre - 80°C y 100°C o inferior pero no por debajo de -110°C, para transformar toda la austenita en martensita, siendo la temperatura inferior a 150°C o más para Ms medida, de manera que al menos uno de dichos tratamientos dura entre 4 h y 50 h y preferentemente entre 4 h y 10 h.
- 30
- [0031]** Incluye además preferentemente un tratamiento de ablandamiento de la martensita en bruto inactivada efectuado a 150-250°C durante 4-16 h, seguido por un enfriamiento por aire.
- 35
- [0032]** La pieza experimenta asimismo preferentemente una cementación, o una nitruración, o una carbonitruración.
- 40 **[0033]** La nitruración, o la cementación, o la carbonitruración, pueden efectuarse durante un ciclo de envejecimiento.
- [0034]** Una nitruración puede efectuarse entre 475 y 600°C.
- 45 **[0035]** Dicha nitruración o cementación o carbonitruración puede efectuarse durante un ciclo térmico de forma previa o simultánea a dicha puesta en solución.
- [0036]** La invención tiene asimismo por objeto una pieza mecánica o pieza para elemento de estructura, caracterizada porque se fabrica según el procedimiento anterior.
- 50
- [0037]** Puede tratarse especialmente de un eje de transmisión de motor, o de un dispositivo de suspensión de motor o de un elemento de aterrizaje o de un elemento de caja de cambios o de un eje de rodamiento.
- [0038]** Como se habrá entendido, la invención se basa en primer lugar en una composición de acero que se distingue de la técnica anterior representada por el documento WO-A-2006/114.499 especialmente por un contenido de Co más bajo pero aún significativo, comprendido entre el 1,5 y el 4%. Los contenidos de los demás elementos de aleación presentes significativamente más corrientes se modifican sólo un poco, pero algunos contenidos de impurezas deben controlarse con cuidado.
- 55

- [0039]** El Co es un elemento costoso en el que se ha reducido significativamente el contenido con respecto a la técnica anterior, sin embargo sin suprimirlo o llevarlo a un nivel muy bajo. El acero según la invención contiene, de manera general, bastante pocos elementos de adición caros, aparte del níquel cuyo contenido sin embargo no se incrementa con respecto a la técnica anterior. No obstante, es necesario actuar con especial cuidado durante la elaboración, con el fin de limitar el contenido de nitrógeno a 20 ppm como máximo para evitar en la medida de lo posible la formación de nitruros de aluminio. En consecuencia, también deben limitarse los contenidos máximos de titanio y circonio para evitar que formen nitruros con el nitrógeno residual.
- [0040]** El acero de la invención puede mecanizarse en estado templado, con herramientas adaptadas a una dureza de 45 HRC. Es intermedio entre las formas maraging (que pueden mecanizarse en bruto templadas ya que tienen una martensita dulce con poco carbono) y los aceros al carbono que deben mecanizarse esencialmente en estado recocido.
- [0041]** La invención se entenderá preferentemente con la lectura de la descripción que se ofrece a continuación, ofrecida con referencia a la figura 1 anexa, que muestra, para muestras de diversas composiciones, su resistencia a la tracción Rm y su tenacidad Kv.
- [0042]** En los aceros de la clase indicada en la invención, se realiza un endurecimiento «dúplex», es decir, obtenido conjuntamente por compuestos intermetálicos de tipo β -NiAl y por carburos de tipo M_2C , en presencia de austenita de reversión formada/estabilizada por un enriquecimiento en níquel obtenido por difusión durante el envejecimiento de endurecimiento, que proporciona ductilidad a la estructura mediante la formación de una estructura intercalada (un % de austenita estable y dúctil entre las láminas de martensita endurecida).
- [0043]** Hay que evitar formar nitruros, de Ti, de Zr y de Al especialmente, que tienen efectos de fragilización: que deterioran la tenacidad y la resistencia a la fatiga. Dado que estos nitruros pueden precipitar a partir de contenidos de 1 a varias ppm de N en presencia de Ti, Zr y/o Al, y que los medios de elaboración convencionales difícilmente permiten alcanzar menos de 5 ppm de N, el acero de la invención respeta las reglas siguientes.
- [0044]** Se limita en principio toda adición de Ti (máximo autorizado: 100 ppm), y se limita N en la medida de lo posible. Según la invención, el contenido de N no debe ser superior a 20 ppm y, preferentemente, 10 ppm, y el contenido de Ti no debe ser superior a 10 veces el contenido de N.
- [0045]** No obstante, puede contemplarse una adición proporcionada de titanio al final de la elaboración al horno al vacío con vistas a fijar nitrógeno residual y, así, evitar la precipitación nociva del nitruro AlN. Sin embargo, como es preciso evitar la formación del nitruro TiN en fase líquida, ya que se convierte en basto (de 5 a 10 mm o más), la adición de titanio sólo puede realizarse para un contenido residual máximo de nitrógeno de 10 ppm en el metal líquido, y siempre sin superar 10 veces este valor residual en nitrógeno. Por ejemplo, para un contenido final de 8 ppm de N al final de la elaboración, el contenido límite de la posible adición de titanio es de 80 ppm.
- [0046]** Se puede sustituir parcial o totalmente Ti por Zr, dado que estos dos elementos se comportan de forma bastante comparable. Al tener sus masas atómicas una relación de 2, si se añade Zr además o en lugar de Ti debe reflexionarse sobre la suma $Ti + Zr/2$ y decir que, al mismo tiempo que $N \leq 10$ ppm:
- $Ti + Zr/2$ debe ser siempre ≤ 100 ppm;
 - y $Ti + Zr/2$ debe ser ≤ 10 N.
- [0047]** En el caso en que el contenido de N sea superior a 10 ppm e inferior o igual a 20 ppm, Ti y Zr deben considerarse impurezas a evitar, y la suma $Ti + Zr/2$ debe ser ≤ 150 ppm.
- [0048]** La adición opcional de tierras raras, al final de la elaboración, puede contribuir asimismo a fijar una fracción de N, además de S y O. En este caso, es preciso asegurarse de que el contenido residual de tierras raras en forma libre sigue siendo inferior o igual a 100 ppm, y preferentemente inferior o igual a 50 ppm, ya que estos elementos fragilizan el acero cuando están presentes por encima de estos valores. Según se piensa, los oxinitruros de tierras raras (por ejemplo de La) son menos nocivos que los nitruros de Ti o Al, debido a su forma globular que los haría menos susceptibles de confirmar inicios de rupturas de fatiga.
- [0049]** Puede llevarse a cabo un tratamiento con calcio para completar la desoxidación/desulfuración del metal líquido. Este tratamiento se realiza preferentemente con las adiciones opcionales de Ti, Zr o tierras raras.

- [0050]** El carburo M_2C de Cr, Mo, W y V que contiene muy poco Fe es preferido por sus propiedades de endurecimiento y no de fragilización. El carburo M_2C es metaestable en relación con los carburos de equilibrio M_7C_3 y/o M_6C y/o $M_{23}C_6$. Se estabiliza mediante Mo y W. La suma del contenido de Mo y de la mitad del contenido de W debe ser de al menos 1%. Sin embargo, no debe superarse $Mo + W/2 = 4\%$ para no deteriorar la forjabilidad (o la deformabilidad en caliente en general) y no formar compuestos intermetálicos de la fase μ de tipo Fe_7Mo_6 , que es una de las fases de endurecimiento esenciales de los aceros maraging clásicos pero que no se desea en el acero de la invención. Preferentemente, $Mo + W/2$ está formado por entre el 1 y el 2%. También evitar la formación de carburos de Ti no endurecedores y susceptibles de fragilizar las uniones de los granos se requiere una limitación imperativa a 100 ppm del contenido de Ti de los aceros según la invención.
- 10 **[0051]** Cr y V son elementos que activan la formación de carburos «metaestables».
- [0052]** V forma también carburos de tipo MC, estables hasta temperaturas de puesta en solución, que «bloquean» las uniones de granos y limitan el crecimiento de los granos durante los tratamientos térmicos de alta temperatura. No debe superarse el valor $V = 0,3\%$ para no fijar demasiado C en los carburos de V, durante el ciclo de puesta en solución, en detrimento del carburo M_2C de Cr, Mo, W, V cuya precipitación se pretende durante el ciclo de envejecimiento ulterior. Preferentemente el contenido de V está comprendido entre el 0,2 y el 0,3%.
- 15 **[0053]** La presencia de Cr (al menos 2%) permite disminuir la tasa de carburos de V y aumentar la tasa de M_2C . No debe superarse el 5% para no favorecer demasiado la formación de carburos estables, en particular $M_{23}C_6$. Preferentemente no se debe superar el 4% de Cr.
- [0054]** La presencia de C favorece la aparición de M_2C con respecto a la fase μ . Sin embargo, un contenido excesivo provoca segregaciones, una disminución de Ms y produce dificultades durante la fabricación a escala industrial: sensibilidad a las mermas (fisuras superficiales durante un enfriamiento rápido), dificultades de mecanización de una martensita demasiado dura en estado bruto al temple.... Su contenido debe estar comprendido entre el 0,20 y el 0,30%, preferentemente el 0,20-0,25%. La capa superficial de las piezas podrá enriquecerse en C por cementación o carbonitruración si se necesita una dureza muy elevada en las aplicaciones planteadas.
- 25 **[0055]** El cobalto eleva ligeramente la temperatura de transición dúctil/frágil, lo que no es favorable, en particular en composiciones de contenidos de níquel más bien bajos, mientras que, al contrario de lo que ha podido constatarse en otros aceros, el cobalto no eleva de manera evidente el punto de transformación Ms de las composiciones de la invención y no tiene así interés manifiesto en este plano.
- 30 **[0056]** El contenido de Co (5 a 7%) propuesto en los aceros del documento WO-A-2006/114.499, en combinación con los contenidos de otros elementos, se obtuvo de la búsqueda de un compromiso entre estas diversas ventajas e inconvenientes.
- [0057]** Como se ha dicho, la invención se basa en primer lugar en una composición de acero que se distingue de la técnica anterior representada por el documento WO-A-2006/114.499 especialmente por un contenido de Co más bajo, comprendido entre el 1,5 y el 4%, preferentemente entre el 2 y el 3%. Los contenidos de los demás elementos de aleación presentes significativamente más comunes están poco modificados, pero algunos contenidos de impurezas deben controlarse con cuidado, especialmente los contenidos de Ti, Zr y N que afectan a la tenacidad.
- 40 **[0058]** En el contexto de un estudio del efecto del Co en las propiedades mecánicas de este tipo de acero (R_m y K_v), se ha puesto de relieve de manera inesperada que el ajuste de la concentración de este elemento permite obtener el mejor compromiso Resiliencia/ R_m . Esta puesta de relieve se ilustra en la figura 1 en la que se constata que una población de puntos R_m/K_v se distribuye alrededor de una curva polinómica del orden de 3 que presenta una inflexión para contenidos de Co comprendidos entre el 1,5 y el 4% de Co. En este intervalo del contenido de Co se obtiene una resiliencia del orden de 30 julios o más y una R_m superior o igual a 2.140 MPa simultáneamente.
- 50 **[0059]** Debe evitarse tener una concentración inútilmente elevada de Co lo que, no sólo es muy caro, sino que además degrada la resiliencia. Se sabe que el Co degrada la transición de resiliencia de Fe puro (página 52-54 Materials Sciences and Technology, enero 1994 Vol. 10). En efecto, como se ha dicho la presencia de Co aumenta la temperatura de transición dúctil/frágil. Además un contenido de Co superior al 1,5% de Co se revela útil para mejorar el endurecimiento estructural por precipitación de carburo M_2C y así aumentar significativamente R_m . Además, de manera sorprendente los autores de la invención han constatado después de varios ensayos que un contenido de Co comprendido entre aproximadamente el 1,5 y el 4%, preferentemente entre el 2 y el 3%, mejora

significativamente la resistencia mecánica prácticamente sin degradar la resiliencia, comparativamente con un matiz de muy bajo contenido de Co (< 1%) cuya composición, además, sería idéntica.

[0060] Ni y Al están relacionados en la invención, de manera que Ni debe ser $\geq 7 + 3,5 \text{ Al}$. Son los dos elementos esenciales que participan en una buena parte del endurecimiento por envejecimiento, gracias a la precipitación de la fase intermetálica nanométrica de tipo B2 (NiAl por ejemplo). Esta es la fase que confiere una gran parte de la resistencia mecánica en caliente, hasta aproximadamente 400°C. El níquel es también el elemento que reduce la fragilidad por clivaje ya que rebaja la temperatura de transición dúctil/frágil de las martensitas. Si Al es demasiado elevado con respecto a Ni, la matriz martensítica se empobrece demasiado en níquel como consecuencia de la precipitación del precipitado de endurecimiento NiAl durante el envejecimiento. Este hecho es perjudicial para los criterios de tenacidad y de ductilidad, ya que la disminución del contenido de níquel en la fase martensítica conduce al aumento de su temperatura de transición dúctil/frágil, y así a su fragilización a temperaturas próximas a la temperatura ambiente. Además, el níquel favorece la formación de austenita de reversión y/o estabiliza la fracción de austenita residual (que pudiera estar presente), durante el ciclo de envejecimiento. Estos mecanismos son favorables para los criterios de ductilidad y de tenacidad, pero también de estabilidad estructural del acero. Si la matriz envejecida es demasiado pobre en níquel, estos mecanismos virtuosos se reducen o se inhiben: no hay más potencial de austenita de reversión. Por el contrario, si se tiene demasiado Ni, se reduce exageradamente la tasa de fase de endurecimiento de tipo NiAl exagerando la tasa de austenita de reversión para la cual Al queda en gran medida en solución.

[0061] Al final del templado, no debe haber austenita residual (<3%), y debe encontrarse una estructura esencialmente martensítica. Para este fin deben ajustarse las condiciones del templado, en particular la temperatura de fin de enfriamiento, y también la composición del acero. Esta última determina la temperatura Ms de inicio de la transformación martensítica que, según la invención, debe permanecer preferentemente igual o superior a 140°C si no se aplica un ciclo criogénico, y debe estar comprendida preferentemente entre 100 y 140°C si se aplica un ciclo criogénico.

[0062] El valor de Ms se calcula habitualmente según la fórmula clásica de la bibliografía: $Ms = 550 - 350 \times C\% - 40 \times Mn\% - 17 \times Cr\% - 10 \times Mo\% - 17 \times Ni\% - 8 \times W\% - 35 \times V\% - 10 \times Cu\% - 10 \times Co\% + 30 \times Al\%$ °C. Sin embargo, la experiencia demuestra que esta fórmula es sólo aproximativa, en particular porque los efectos del Co y del Al son muy variables de un tipo de acero a otro. Para saber si un acero está o no de acuerdo con la invención, es preciso basarse en medidas de la temperatura Ms real, efectuadas por ejemplo por dilatometría como en el modo clásico. El contenido de Ni es una de las variables de ajuste posibles de Ms.

[0063] La temperatura de fin de enfriamiento después del templado debe ser inferior a la Ms real -150°C, preferentemente inferior a Ms real -200°C, con el fin de garantizar una transformación martensítica completa del acero. La temperatura de fin de enfriamiento debe ser así inferior a la temperatura Mf medida de fin de transformación martensítica del acero. Para las composiciones más enriquecidas en C y Ni en particular, puede aplicarse un tratamiento criogénico inmediatamente después de un enfriamiento a temperatura ambiente desde la temperatura de puesta en solución. La velocidad global de enfriamiento debe ser lo más elevada posible de forma que se eviten los mecanismos de estabilización de la austenita residual rica en carbono. Sin embargo, no es útil buscar temperaturas criogénicas inferiores a -110°C ya que la agitación térmica de la estructura de las mismas se haría insuficiente para producir la transformación martensítica. De una forma general, es preferible que el valor Ms del acero esté comprendido entre 100 y 140°C si se aplica un ciclo criogénico, y sea superior o igual a 140°C en la ausencia de este ciclo criogénico. Como ya se ha aplicado para aceros martensíticos endurecidos por un sistema dúplex y tal como se sabe a partir del documento WO-A-2006/114.499, la duración del ciclo criogénico, si fuera necesario, está comprendida entre 4 y 50 horas, preferentemente entre 4 y 16 horas, y más preferentemente entre 4 y 10 horas. Se pueden realizar varios ciclos criogénicos, siendo lo esencial que al menos uno de ellos tenga las características citadas anteriormente.

[0064] En concreto, se debe tener $Al = 1-2\%$, preferentemente 1-1,6%, preferentemente 1,4-1,6% y $Ni = 11-16\%$, con $Ni \geq 7 + 3,5 \text{ Al}$. Idealmente se tiene el 1,5% de Al y el 12-14% de Ni. Estas condiciones favorecen la presencia de NiAl lo que aumenta la resistencia a la tracción Rm, de manera que se constata asimismo que no está demasiado deteriorada por el bajo contenido de Co si se cumplen las demás condiciones de la invención. Esto influye en el límite elástico $R_{p0,2}$ de la misma manera que en Rm.

[0065] Con respecto a los aceros conocidos según el documento US-A-5.393.488, en el que se busca una presencia muy elevada de austenita de reversión para tener una ductilidad y una tenacidad elevadas, los aceros de la clase de la invención priorizan la presencia de las fases de endurecimiento B2, especialmente NiAl, para obtener

una resistencia mecánica elevada en caliente. El respeto de las condiciones en Ni y Al que se han manejado garantiza un contenido potencial suficiente de austenita de reversión para conservar una ductilidad y una tenacidad convenientes para las aplicaciones contempladas.

5 **[0066]** Es posible añadir B, pero no más de 30 ppm para no degradar las propiedades del acero.

[0067] Es posible asimismo añadir Nb para controlar el tamaño de los granos durante un forjado u otra transformación en caliente, con un contenido no superior al 0,1%. El acero según la invención acepta así materias primas que pueden tener contenidos residuales de Nb no despreciables.

10

[0068] Una característica de los aceros de la clase de la invención es también la posibilidad de sustituir al menos una parte de Mo por W. Para una fracción atómica equivalente, W se segrega menos en la solidificación que Mo y aporta un aumento superior de resistencia mecánica en caliente. Tiene el inconveniente de ser caro y este coste puede optimizarse asociándolo a Mo. Como se ha dicho, Mo + W/2 debe estar comprendido entre el 1 y el 4%, preferentemente entre el 1 y el 2%. Se prefiere conservar un contenido mínimo en Mo del 1% para limitar el coste del acero, mientras que la resistencia a alta temperatura no es un objetivo prioritario del acero de la invención.

15

[0069] El Cu puede llegar hasta el 1%. Puede participar en el endurecimiento con ayuda de su fase épsilon, y la presencia de Ni permite limitar sus efectos nocivos, en particular la aparición de fisuras superficiales durante el forjado de las piezas, que se constata durante los añadidos de cobre en aceros que no contienen níquel. Sin embargo su presencia no es en absoluto indispensable y puede estar presente sólo en estado de trazas residuales, obtenidas de contaminaciones de las materias primas.

20

[0070] A priori el manganeso no es útil para la obtención de las propiedades del acero planteadas, pero no tiene un efecto perjudicial reconocido. Además, su baja tensión de vapor a las temperaturas del acero líquido hace que su concentración sea difícil de controlar en elaboración al vacío y refusión al vacío: su contenido puede variar en función de la localización radial y axial en un lingote refundido. Como a menudo está presente en las materias primas, y por las razones indicadas anteriormente, su contenido será preferentemente como máximo del 0,25%, y en todo caso estará limitado al 2% como máximo, ya que las variaciones demasiado acusadas de su concentración en un mismo producto serán perjudiciales para la repetitividad de las propiedades.

30

[0071] El silicio es conocido por tener un efecto de endurecimiento en solución sólida de la ferrita y, a semejanza del cobalto, por reducir la solubilidad de ciertos elementos o de ciertas fases en la ferrita. No obstante, como se ha visto, el acero de la invención incluye relativamente poco cobalto, y puede no tener apenas silicio, tanto más porque, además, el silicio favorece generalmente la precipitación de fases intermetálicas perjudiciales en los aceros complejos (fase de Laves, siliciuros...). Su contenido estará limitado al 1%, preferentemente a menos del 0,25% y más preferentemente a menos del 0,1%.

35

[0072] De manera general, los elementos que pueden segregarse en las uniones de los granos y fragilizarlas, como P y S, deben estar controlados en los límites siguientes: S = trazas - 20 ppm, preferentemente trazas - 10 ppm, preferentemente trazas - 5 ppm, y P = trazas - 200 ppm, preferentemente trazas - 100 ppm, preferentemente trazas - 50 ppm.

40

[0073] Se puede usar Ca como desoxidante y como captador de azufre, para al final ser residual (≤ 20 ppm). Asimismo, al final pueden subsistir restos de tierras raras (≤ 100 ppm) después de un tratamiento de refinado del metal líquido en que se habrían usado para captar O, S y/o N. El uso de Ca y de tierras raras para este fin no es obligatorio, y estos elementos sólo pueden estar presentes en estado de trazas en los aceros de la invención.

45

[0074] El contenido de oxígeno aceptable es de 50 ppm como máximo, preferentemente 10 ppm como máximo.

50

[0075] A modo de ejemplos, se han probado muestras de acero cuyas composiciones (en porcentajes ponderales) se refieren en la tabla 1:

55

Tabla 1: Composición de muestras de ensayo

Dominio de la invención											
	A (ref.)	B (ref.)	C	D	E	F	G	H	I	J	K (ref.)
C%	0,233	0,239	0,22	0,23	0,24	0,21	0,24	0,22	0,18	0,23	0,21
Si%	0,082	0,031	0,029	0,033	0,041	0,045	0,053	0,036	0,065	0,30	0,052
Mn%	0,026	0,033	0,032	0,035	0,028	0,035	0,039	0,041	0,38	0,052	0,061
S ppm	1	4	7	4	6	7	3	8	10	5	4
P ppm	54	30	29	31	30	25	15	28	80	45	29
Ni%	13,43	12,67	13,31	12,42	12,30	14,11	12,99	12,70	15,10	11,25	12,91
Cr%	2,76	3,38	2,99	3,05	3,21	3,19	2,95	3,25	3,17	3,17	2,89
Mo%	1,44	1,52	1,61	1,52	1,49	1,46	1,47	1,51	1,48	1,55	1,46
Al%	0,962	1,50	1,45	1,50	1,60	1,54	1,46	1,49	1,53	1,48	1,39
Co%	10,25	6,18	3,93	3,50	3,02	2,98	2,56	2,30	2,02	1,72	0,5
Cu%	0,014	0,011	<0,010	0,011	0,010	<0,010	0,025	0,35	0,052	0,061	0,032
Ti%	<0,02	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	<0,020	0,025	<0,02	<0,02	<0,02	<0,02
Nb%	<0,05	<0,0050	<0,0050	0,050	<0,0050	0,015	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
B ppm	<10	<5	<5	<5	<5	<5	<5	28	15	<5	<5
Ca ppm	<50	<50	<50	<50	<50	60	<50	<50	<50	<50	<50
N ppm	<3	13	4	7	5	10	6	3	6	<3	<3
O ppm	<3	3,4	4	3	10	15	<3	12	<3	20	6
V%	<0,01	0,245	0,251	<0,010	0,248	0,243	<0,010	0,115	0,292	0,241	<0,010

[0076] Los elementos no citados en la tabla están presentes como máximo en estado de trazas como resultado de la elaboración.

5

[0077] El acero de referencia A corresponde a un acero según el documento US-A-5.393.488, que tiene así un contenido de Co elevado.

[0078] El acero de referencia B corresponde a un acero según el documento WO-A-2006/114.499, se distingue de A por un contenido de Co más bajo y un contenido de como máximo elevado.

10

[0079] Los aceros C a J están de acuerdo con la invención desde todos los puntos de vista, especialmente por su contenido de Co, significativamente más bajo que el del acero B, pero que no obstante sigue siendo sustancialmente superior a un simple contenido residual y se obtiene mediante el añadido deliberado en el curso de la elaboración.

15

[0080] El acero C se distingue del acero de referencia B esencialmente por un contenido de Co más bajo.

[0081] El acero D se distingue de C por un contenido de Co ligeramente más bajo para un contenido de Ni más bajo, y por la ausencia de V que sólo está presente en estado de trazas.

20

[0082] El acero E se distingue de D por un contenido de Co todavía más bajo que el de D y por un contenido de V a un nivel comparable al acero C.

[0083] El acero F se distingue de C, D, E esencialmente por un contenido ligeramente superior de Ni, siendo su contenido de Co comparable al del acero E.

25

[0084] El acero G se distingue de los aceros C a F por un contenido de Co todavía reducido y no incluye V.

[0085] El acero H se distingue del acero G por un descenso aún más acentuado del contenido de Co y por un contenido significativamente más elevado de boro.

30

[0086] El acero I se distingue del acero H por un descenso más acentuado del contenido de Co, y por un contenido más bajo de C asociado a un contenido más elevado de Ni.

35

[0087] El acero J es aquel en cuya composición el contenido de Co es el más bajo, que corresponde a un añadido voluntario y que sigue estando de acuerdo con la invención. Tiene asimismo el contenido más bajo de Ni e incluye V.

[0088] El acero de referencia K tiene un contenido de Co bajo y por debajo del mínimo exigido por la invención. En los demás aspectos es comparable a los aceros según la invención sin V y B y con muy bajo N.

5 **[0089]** Estas muestras se han forjado a partir de lingotes de 200 kg en elementos planos de 75 x 35 mm en las condiciones siguientes. A un tratamiento de homogeneización de al menos 16 horas a 1.250°C le sigue una primera operación de forjado destinada a fraccionar las estructuras bastas de los lingotes; a continuación se han forjado semiproductos de sección cuadrada de 75 x 75 mm después de establecer la temperatura en 1.180°C; finalmente, se ha colocado cada semiproducto en un horno a 950°C, y después se ha forjado a esta temperatura con la forma de elementos planos de 75 x 35 mm cuya estructura granular se afina mediante estas operaciones sucesivas.

15 **[0090]** Además, las muestras se han sometido a un revenido de ablandamiento a una temperatura de al menos 600°C. En su caso, este revenido de ablandamiento se ha efectuado a 650°C durante 8 h y seguido por un enfriamiento al aire. Gracias a esto, los productos en bruto de las transformaciones termomecánicas pueden someterse sin problemas especiales a las operaciones de acabado (rectificación, descortezado, mecanizado...) que confieren a la pieza su forma definitiva. Se observará que el revenido de ablandamiento no aporta contribución para la obtención de las características mecánicas finales.

20 **[0091]** Después del forjado, las muestras se han sometido a:

- una puesta en solución a 900°C durante 1 h y después a un enfriamiento por templado en aceite;
- de manera conocida de por sí y tal como se aplica para aceros martensíticos endurecidos por un sistema dúplex como por ejemplo el acero del documento WO-A-2006/114.499: un tratamiento criogénico a -80°C durante 8 h para las muestras A, B, C, E, G, I, J y K; las muestras D y H se han sometido a un tratamiento criogénico a -90°C durante 7 h y la muestra F a un tratamiento a -100°C durante 6 h;
- un revenido de eliminación de tensiones de 16 h a 200°C;
- un envejecimiento de endurecimiento a 500°C durante 10 h y después un enfriamiento al aire.

30 **[0092]** Las propiedades de las muestras (resistencia a la tracción Rm en sentido longitudinal, límite elástico R_{p0,2}, elongación A5d, estricción Z, resiliencia KV, tamaño del grano ASTM) se refieren en la tabla 2. En este caso se han medido a la temperatura ambiente normal.

Tabla 2: Propiedades de las muestras sometidas a ensayo

		Co	Rm (MPa)	R _{p0,2} (MPa)	A5d (%)	Z (%)	KV (J)	Grano ASTM
Ref.	A	10,25	2.176	1.956	11,2	58	25/27	8
	B	6,18	2.316	2.135	9,5	49	20/24	8
Inv.	C	3,93	2.220	2.030	10,1	52	29	7
	D	3,50	2.208	2.011	10,3	55	31	9
	E	3,02	2.200	1.998	10,3	55	30	8
	F	2,98	2.140	1.935	10,9	61	32	7
	G	2,56	2.188	1.975	10,7	60	31	7
	H	2,30	2.150	1.945	10,6	61	33	8
	I	2,02	2.185	1.970	10,4	59	31	7
	J	1,72	2.170	1.943	10,4	60	33	8
Ref.	K	0,5	2.085	1.891	11,1	62	34	7

35

[0093] Se observa que las muestras según la invención C a J tienen propiedades en tracción que son comparables a A y B pero también una resiliencia claramente mejorada debido al descenso significativo del contenido de Co.

40 **[0094]** Además, los autores de la invención constatan a partir de varios ensayos que un contenido de Co comprendido entre aproximadamente el 1,5 y el 4% mejora significativamente la resistencia mecánica, prácticamente sin degradar la resiliencia comparativamente en la muestra de referencia K al 0,5% de Co. La muestra K con menos del 1,5% de Co permite mantener una resiliencia también buena, pero con una menor resistencia a la tracción.

45 **[0095]** Se ha puesto de relieve de manera inesperada que la concentración de Co según la invención permite obtener el mejor compromiso entre Resiliencia/Rm. Este descubrimiento se ilustra en la figura 1 en la que se

constata que una población de puntos Rm/Kv se distribuye alrededor de una curva polinómica de orden 3 que presenta una inflexión entre el 1,5 y el 4% de Co. En este intervalo de contenidos de Co se obtiene una resiliencia del orden de 30 julios o más y un valor de Rm superior o igual a 2.140 MPa.

- 5 **[0096]** El compromiso resistencia/resiliencia buscado podría afinarse además con ayuda de una modificación de las condiciones de envejecimiento, pero el ajuste del contenido de Co sigue siendo el parámetro esencial en el que es preciso actuar para obtener este compromiso.
- 10 **[0097]** El endurecimiento aportado por el aumento del Al, con el Ni elevado, para formar la fase de endurecimiento NiAl, no es proporcional a la concentración en Al, y superar un valor del 2% de Al no aporta una ganancia significativa en la resistencia a la tracción.
- 15 **[0098]** Los añadidos de Nb y B de las muestras D y H respectivamente no son necesarios para la obtención de las resistencias mecánicas elevadas contempladas prioritariamente en los aceros de la clase de la invención. Sin embargo, la adición de Nb permite afinar el tamaño de grano, descrito por el índice ASTM convencional (de manera que los valores ASTM más elevados corresponden a los granos más finos).
- 20 **[0099]** Después del revenido de ablandamiento a 650°C durante 8 h y del enfriamiento al aire, una puesta en solución a 935°C durante 1 hora seguida por un enfriamiento en aceite, y después un tratamiento criogénico a -80°C durante 8 h o a -90°C durante 7 h o incluso a -100°C durante 6 h, y después un destensado a 200°C durante 8 h (en las probetas de tracción) o 16 h (en las probetas de resiliencia), y después un envejecimiento a 500°C durante 12 h seguido por un enfriamiento al aire, han permitido obtener en sentido longitudinal a 20°C un excelente compromiso entre resistencia a la tracción, ductilidad y resiliencia.
- 25 **[0100]** Experiencias complementarias muestran que en sentido transversal, los valores de resiliencia siguen siendo aceptables. A 400°C, la resistencia a la tracción sigue siendo muy elevada, y los contenidos de Co relativamente bajos son compatibles con las propiedades buscadas.
- 30 **[0101]** De manera general, un modo de tratamiento térmico optimizado del acero según la invención para la obtención al final de una pieza que presenta las propiedades deseadas, después de la conformación del desbaste de la pieza y antes del acabado que procura a la pieza su forma definitiva, es el siguiente:
- un revenido de ablandamiento a 600-675°C durante 4 a 20 h seguido por un enfriamiento al aire;
 - una puesta en solución a 900-1.000°C durante al menos 1 h, seguida por un enfriamiento en aceite o al aire
- 35 suficientemente rápida para evitar la precipitación de carburos intergranulares en la matriz de austenita;
- si fuera necesario, un tratamiento criogénico a -50°C o inferior, preferentemente entre -80°C y -100°C o inferior pero no por debajo de -110°C, para transformar toda la austenita en martensita, siendo la temperatura inferior en 150°C o más a Ms, preferentemente inferior en aproximadamente 200°C a Ms, de manera que uno al menos de dichos tratamientos criogénicos dura al menos 4 h y como máximo 50 h y preferentemente entre 4 h y 10 h; para las
- 40 composiciones que tienen, especialmente, un contenido de Ni relativamente bajo que conduce a una temperatura Ms relativamente elevada, este tratamiento criogénico es menos útil; la duración del tratamiento criogénico depende especialmente de la masividad de la pieza para tratar;
- opcionalmente un tratamiento de ablandamiento de la martensita en bruto inactivada efectuado a 150-250°C durante 4-16 h, seguido por un enfriamiento por aire;
- 45 - un envejecimiento de endurecimiento a 475-600°C, preferentemente a 490-525°C durante 5-20 h; no siempre se recomienda un envejecimiento por debajo de 490°C ya que entonces podría estar presente carburo metaestable M₃C y aportaría fragilidad a la estructura; los envejecimientos por encima de 525°C pueden provocar una pérdida de resistencia mecánica por envejecimiento, sin ganancia notable de tenacidad o de ductilidad.
- 50 **[0102]** En los ejemplos que se han descrito, las operaciones de conformación del acero después de su colada y antes del revenido de ablandamiento y los otros tratamientos térmicos han consistido en un forjado. No obstante, pueden ejecutarse otros tipos de tratamientos termomecánicos de conformación en caliente y/o en frío además o en lugar de este forjado, según el tipo de producto final que se desee obtener (piezas matrizadas, barras, semiproductos...). Se pueden citar especialmente uno o varios laminados, un matizado, un estampado... así como
- 55 una combinación de varios de estos tratamientos.
- [0103]** Las aplicaciones preferidas del acero según la invención son piezas de resistencia para mecánica y elementos de estructura, para las que se debe tener en frío una resistencia a la tracción superior a 2.150 MPa, combinada con valores de resiliencia superiores a los de los mejores aceros de alta resistencia, y en caliente

(400°C) una resistencia a la tracción del orden de 1.800 MPa, así como propiedades de fatiga óptimas.

[0104] El acero según la invención ofrece asimismo la ventaja de poder someterse a cementación, nitruración y carbonitruración. Así pues, se puede conferir a las piezas que lo usan una resistencia a la abrasión elevada sin 5 afectar a sus propiedades de núcleo. Esto resulta especialmente ventajoso en las aplicaciones planteadas que se han citado.

[0105] La cementación, o la nitruración, o la carbonitruración, pueden efectuarse en su caso durante los tratamientos térmicos de envejecimiento o de puesta en solución, en lugar de efectuarse durante una etapa 10 separada. En particular, una nitruración puede efectuarse entre 475 y 500°C durante un ciclo de envejecimiento.

REIVINDICACIONES

1. Acero **caracterizado porque** su composición es, en porcentajes ponderales:
- 5 - C = 0,18-0,30%
 - Co = 1,5-4%
 - Cr = 2-5%
 - Al = 1-2%
 - Mo + W/2 = 1-4%
 - 10 - V = trazas - 0,3%
 - Nb = trazas - 0,1%
 - B = trazas - 30 ppm
 - Ni = 11-16% con $Ni \geq 7 + 3,5 Al$
 - Si = trazas - 1,0%
 - 15 - Mn = trazas - 2,0%
 - Ca = trazas - 20 ppm
 - Tierras raras = trazas - 100 ppm
 - si $N \leq 10$ ppm, $Ti + Zr/2 =$ trazas - 100 ppm con $Ti + Zr/2 \leq 10 N$
 - si $10 \text{ ppm} < N \leq 20$ ppm, $Ti + Zr/2 =$ trazas - 150 ppm
 - 20 - O = trazas - 50 ppm
 - N = trazas - 20 ppm
 - S = trazas - 20 ppm
 - Cu = trazas - 1%
 - P = trazas - 200 ppm
 - 25
- siendo el resto hierro e impurezas inevitables resultantes de la elaboración.
2. Acero según la reivindicación 1, **caracterizado porque** contiene entre el 2 y el 3% de Co.
- 30 3. Acero según la reivindicación 1 ó 2, **caracterizado porque** contiene C = 0,20-0,25%.
4. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 3, **caracterizado porque** contiene Cr = 2-4%.
5. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 4, **caracterizado porque** contiene Al = 1-1,6%,
35 preferentemente 1,4-1,6%.
6. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 5, **caracterizado porque** contiene Mo $\geq 1\%$.
7. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 6, **caracterizado porque** contiene Mo + W/2 = 1-2%.
40
8. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 7, **caracterizado porque** contiene V = 0,2-0,3%.
9. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 8, **caracterizado porque** contiene Ni = 12-14%, con $Ni \geq 7 + 3,5 Al$.
45
10. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 9, **caracterizado porque** contiene Nb = trazas - 0,05%.
11. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 10, **caracterizado porque** contiene Si = trazas - 0,25%,
preferentemente trazas - 0,10%.
50
12. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 11, **caracterizado porque** contiene O = trazas - 10 ppm.
13. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 12, **caracterizado porque** contiene N = trazas - 10 ppm.
- 55 14. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 13, **caracterizado porque** contiene S = trazas - 10 ppm,
preferentemente trazas - 5 ppm.
15. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 14, **caracterizado porque** contiene P = trazas - 100 ppm.

16. Acero según una de las reivindicaciones 1 a 15, **caracterizado porque** su temperatura de transformación martensítica Ms medida es superior o igual a 100°C.
17. Acero según la reivindicación 16, **caracterizado porque** su temperatura de transformación 5 martensítica Ms medida es superior o igual a 140°C.
18. Procedimiento de fabricación de una pieza de acero, **caracterizado porque** incluye las etapas siguientes que preceden al acabado de la pieza proporcionándole su forma definitiva:
- 10 - la preparación de un acero que tiene la composición según una de las reivindicaciones 1 a 17;
- al menos una operación de conformación de este acero;
- un revenido de ablandamiento a 600-675°C durante 4 a 20 h seguido por un enfriamiento al aire;
- una puesta en solución a 900-1.000°C durante al menos 1 h, seguido por un enfriamiento en aceite o al aire suficientemente rápido para evitar la precipitación de carburos intergranulares en la matriz de austenita;
- 15 - un envejecimiento de endurecimiento a 475-600°C, preferentemente de 490-525°C durante 5-20 h.
19. Procedimiento de fabricación de una pieza de acero según la reivindicación 18, **caracterizado porque** incluye además un tratamiento criogénico a -50°C o inferior, preferentemente entre -80°C y -100°C o inferior pero no por debajo de -110°C, para transformar toda la austenita en martensita, siendo la temperatura inferior a 150°C o más para Ms medida, de manera que al menos uno de dichos tratamientos dura entre 4 h y 50 h y preferentemente entre 4 h y 10 h.
20. Procedimiento de fabricación de una pieza de acero según una de las reivindicaciones 18 ó 19, **caracterizado porque** incluye además un tratamiento de ablandamiento de la martensita en bruto inactivada 20 efectuado a 150-250°C durante 4-16 h, seguido por un enfriamiento por aire.
21. Procedimiento de fabricación de una pieza de acero según una de las reivindicaciones 18 a 20, **caracterizado porque** la pieza experimenta asimismo una cementación o una nitruración o una carbonitruración.
- 30 22. Procedimiento de fabricación de una pieza de acero según la reivindicación 21, **caracterizado porque** la nitruración o la cementación o la carbonitruración se efectúa durante un ciclo de envejecimiento.
23. Procedimiento de fabricación de una pieza de acero según la reivindicación 22, **caracterizado porque** la nitruración se efectúa entre 475 y 600°C.
- 35 24. Procedimiento de fabricación de una pieza de acero según una de las reivindicaciones 21 a 23, **caracterizado porque** dicha nitruración o cementación o carbonitruración se efectúa durante un ciclo térmico de forma previa o simultánea a dicha puesta en solución.
- 40 25. Pieza mecánica o pieza para elemento de estructura, **caracterizada porque** se fabrica mediante el procedimiento según una de las reivindicaciones 18 a 24.
- 45 26. Pieza mecánica según la reivindicación 25, **caracterizada porque** se trata de un eje de transmisión de motor, o de un dispositivo de suspensión de motor o de un elemento de aterrizaje o de un elemento de caja de cambios o de un eje de rodamiento.

