

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 720 183**

51 Int. Cl.:

F16C 3/02 (2006.01)
C21D 1/06 (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01)
C21D 6/00 (2006.01)
C21D 9/28 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/08 (2006.01)
C22C 38/40 (2006.01)
C22C 38/52 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **02.07.2010 PCT/FR2010/051400**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **06.01.2011 WO11001124**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **02.07.2010 E 10742185 (1)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **23.01.2019 EP 2449137**

54 Título: **Procedimiento de elaboración de un acero martensítico de endurecimiento mixto**

30 Prioridad:

03.07.2009 FR 0954576

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
18.07.2019

73 Titular/es:

SAFRAN AIRCRAFT ENGINES (50.0%)
2 boulevard du Général Martial Valin
75015 Paris, FR y
AUBERT&DUVAL (50.0%)

72 Inventor/es:

FERRER, LAURENT y
HERITIER, PHILIPPE

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 720 183 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

Procedimiento de elaboración de un acero martensítico de endurecimiento mixto

La presente invención se refiere a un procedimiento de elaboración de aceros martensíticos que comprenden contenidos de otros metales de manera que son aptos para ser templados o endurecidos por una precipitación de compuestos inter-metálicos y de carburos, con un contenido de Al comprendido entre 0,4% y 3%.

Para ciertas aplicaciones, particularmente para árboles de transmisión de motores de avión, es necesario utilizar aceros que presenten una resistencia mecánica muy grande (límite elástico) hasta 400°C y, al mismo tiempo, una buena resistencia a la rotura frágil (tenacidad y ductilidad elevadas). Estos aceros deben poseer igualmente una buena resistencia a la fatiga.

Se conoce un acero martensítico de esta clase según el documento US 5.393.488, que comprende contenidos de otros metales de manera que es apto para ser endurecido por una precipitación de compuestos inter-metálicos y de carburos. La composición en peso de un acero de esta clase es la siguiente: de 10 a 18% de Ni, de 8 a 16% de Co, de 1 a 5% de Mo, de 0,5 a 1,3 de Al, de 1 a 3% de Cr, menos de 0,3% de C, menos de 0,1% de Ti, siendo el resto Fe.

El inconveniente de un tal acero es su coste elevado, debido a su importante contenido de Co.

Se conoce igualmente otro acero martensítico que comprende contenidos de otros metales de manera que es apto para ser templado por precipitación de compuestos inter-metálicos y de carburos, cuya composición se da en el documento FR 2.885.142 como sigue (porcentajes en peso): de 0,18 a 0,3% de C, de 5 a 7% de Co, de 2 a 5% de Cr, de 1 a 2% de Al, de 1 a 4% de Mo+W/2, trazas de 0,3% de V, trazas de 0,1% de Nb, trazas de 50 ppm de B, de 10,5 a 15% de Ni, siendo $Ni \geq 7+3,5 Al$, trazas de 0,4% de Si, trazas de 0,4% de Mn, trazas de 500 ppm de Ca, trazas de 500 ppm de Tierras raras, trazas de 500 ppm de Ti, trazas de 50 ppm de O (elaboración a partir de metal líquido) o de 200 ppm de O (elaboración por metalurgia de los polvos), trazas de 100 ppm de N, trazas de 50 ppm de S, trazas de 1% de Cu, trazas de 200 ppm de P, siendo el resto Fe.

Este acero del documento FR 2.885.142 posee una resistencia mecánica muy elevada (pudiendo alcanzar la carga de rotura de 2000 MPa a 2500 MPa) y al mismo tiempo una muy buena resiliencia (superior a $180 \cdot 10^3 \text{ J/m}^2$), así como un buen compromiso con las otras propiedades de tenacidad y de resistencia a la fatiga.

No obstante, los resultados de ensayos de fatiga realizados en este tipo de aceros por los inventores muestran una gran dispersión de los valores de duración de vida útil (correspondiente al número de ciclos que conducen a la rotura de una probeta en fatiga de este acero) para cada nivel de sollicitación de deformación impuesta, ya sea esto para la fatiga oligocíclica (frecuencia de sollicitación del orden de 1 Hz) o la fatiga vibratoria (superior a 50 Hz). De ese modo los valores mínimos, en el sentido estadístico, de duración de vida útil en fatiga (que limitan la duración de vida útil de las piezas de acero), están todavía a un nivel demasiado bajo.

La presente invención se propone remediar estos inconvenientes.

La invención se basa en proponer un procedimiento de fabricación de este tipo de aceros que permita reducir la dispersión en resistencia a la fatiga de esta clase de aceros, e igualmente aumentar su valor medio de resistencia a la fatiga.

Este objetivo se alcanza gracias al hecho de que el procedimiento es tal que la temperatura de conformación en caliente durante el último paso de conformación en caliente es inferior a la temperatura de solubilidad en el estado sólido de los nitruros de aluminio en este acero, y que la temperatura de tratamiento de cada uno de los eventuales tratamientos térmicos que siguen a este último paso de conformación en caliente es inferior a la temperatura de solubilidad en el estado sólido de los nitruros de aluminio en este acero.

De esta manera, después del último paso de conformación en caliente (por ejemplo el forjado), el número de precipitados no deseables de nitruros de aluminio, por unidad de superficie del acero, en forma de plaquetas (o de agujas) es estadísticamente despreciable, pudiendo ser estimado inferior a 10^{-12} unidades por mm^2 .

En efecto, los inventores han constatado que entre los precipitados de nitruros de aluminio (AIN) se encuentran los que son de forma de plaquetas (o de agujas) que son indeseables porque actúan como sitios de concentración de tensiones cuando es sometido el acero a sollicitaciones en fatiga, y que reducen por este hecho la energía necesaria para iniciar las fisuras en propagación. Los inventores han constatado igualmente que los precipitados de AIN no deseables se forman cuando el aluminio y el nitrógeno se recombinan durante la refrigeración desde una temperatura superior a la temperatura de solubilidad en el estado sólido de los precipitados de AIN.

Gracias al procedimiento según la invención, no se forman precipitados de AIN no deseables durante el último paso de conformación en caliente (por ejemplo un forjado), ya que este se efectúa a una temperatura inferior a la temperatura de solubilidad de estos precipitados en estado sólido. Además, los indeseables precipitados de AIN presentes eventualmente en el acero antes de este último paso de conformación en caliente (formados en el curso

de operaciones anteriores que hubieran podido hacerse a una temperatura superior a la temperatura de solubilidad de los AIN en el estado sólido) son rotos por esta última conformación en caliente en trozos cuyas dimensiones en las tres direcciones espaciales son del mismo orden de magnitud y que están separados unos de otros. Estos trozos son por tanto poco susceptibles de ser sitios de iniciación de fisuras que condujeran a la ruina prematura del acero.

- 5 En consecuencia, la parte de precipitados de AIN no deseables (precipitados en forma de plaquetas o agujas), como resultado del último paso de conformación en caliente, es despreciable, de tal manera que estos precipitados no pueden ya servir de lugares de iniciación de fisuras. Además, no se reforma estos precipitados indeseables de AIN después de este último paso de conformación en caliente, ya que el acero no vuelve a pasar ya por encima de la temperatura de solubilidad en el estado sólido de los AIN durante eventuales tratamientos posteriores. De ello resulta por tanto un aumento de los valores mínimos de duración de vida útil en fatiga, e igualmente de la media de duración de la vida útil en fatiga.

La invención se refiere también a un acero martensítico que comprende contenidos de otros metales de manera que es apto para ser templado por una precipitación de compuestos inter-metálicos y de carburos, con un contenido de Al comprendido entre 0,4 y 3%.

- 15 Según la invención, si el último paso de conformación en caliente se efectúa por debajo de la temperatura de solubilidad en el estado sólido de los nitruros de aluminio y si la temperatura de tratamiento de cada uno de los eventuales tratamientos térmicos que siguen a este último paso de conformación en caliente es inferior a esta temperatura de solubilidad, el número por unidad de superficie del acero de estos precipitados cuya forma es indeseable (plaquetas o agujas) es estadísticamente inferior a 10^{-12} .
- 20 Por este hecho, la dispersión de los resultados en número de ciclos de fatiga será reducida, lo que tiene como consecuencia una mayor duración de la vida útil de una pieza de este acero.

La invención será bien comprendida y sus ventajas se pondrán mejor de manifiesto con la lectura de la descripción detallada que sigue de un modo de realización, representado a modo de ejemplo no limitativo. La descripción de refiere a los dibujos adjunto, en los cuales:

- 25 La figura 1 compara curvas de duración de la vida útil en fatiga para un acero según la invención y un acero de la técnica anterior;
- La figura 2 muestra una curva de sollicitación en fatiga;
- La figura 3 es una fotografía, con microscopio electrónico de barrido, de un precipitado secundario en un acero de la técnica anterior;
- 30 La figura 4 es una fotografía, con microscopio electrónico de barrido, de un precipitado primario en un acero según la invención.

Se considera que los aceros martensíticos de endurecimiento mixto tienen un contenido de Al comprendido entre 0,4% y 3%. Es este contenido de los mismos en Al y sus contenidos en otros metales los que permiten a estos aceros ser endurecidos por una precipitación de compuestos inter-metálicos y de carburos (endurecimiento mixto).

- 35 Los ensayos en fatiga en probetas de ensayo de estos aceros elaborados según la técnica anterior han mostrado una gran dispersión en los resultados de estos ensayos, es decir, que para un esfuerzo dado de sollicitación en fatiga, la duración de la vida útil varía en un amplio margen o intervalo.
- La anchura de este intervalo, concretamente los valores bajos en este intervalo, se debe a la presencia de estos precipitados indeseables, que necesitan menos energía para iniciar las fisuras en fatiga, y conducen a la rotura prematura del acero.

- 40 A causa de su composición química, el acero contiene precipitados primarios de AIN que se forman durante la solidificación del metal, a temperatura elevada, cuando el acero está todavía en fase pastosa (es decir, en los dos estados mezclados, sólido y líquido, del acero). Su cantidad es inferior a 10^{-2} unidades por mm^2 . Esta precipitación primaria se produce bajo la forma de precipitados cuyas dimensiones en las tres direcciones espaciales son del mismo orden de magnitud (es decir, que estos precipitados tienen una forma sensiblemente esférica) y cuyo tamaño no pasa de $50 \mu\text{m}$. La iniciación de fisuras a partir de estos precipitados de AIN primarios necesita más energía (que a partir de los precipitados secundarios, véase más adelante) y no generan por lo tanto valores mínimos de duración de vida útil en fatiga.

- 50 Lo inventores han observado que el acero según la técnica anterior contiene igualmente precipitados de AIN distintos de los precipitados primarios, que son llamados precipitados secundarios. Estos precipitados secundarios están presentes en una proporción más pequeña (inferior a 10^{-2} unidades por mm^2) que los precipitados primarios. Son estos precipitados secundarios los que son responsables de la rotura prematura del acero. Los inventores han constatado que los precipitados secundarios presentan una forma indeseable de plaquetas (o agujas) que se caracteriza por sus dimensiones en las tres direcciones:

- a) siendo la dimensión más pequeña inferior a la vigésima parte de la dimensión más grande, y
- b) siendo la dimensión más grande superior a 10 μm .

5 Estos precipitados secundarios actúan como sitios de concentración de esfuerzos y, por lo tanto, como lugares privilegiados de iniciación de fisuras, ya que las fisuras necesitan menos energía para formarse sobre estos precipitados secundarios que sobre los precipitados primarios. Se forman fisuras por tanto prematuramente sobre los precipitados secundarios, y conducen a la una disminución de la duración de vida útil de la pieza de acero (lo que corresponde a los valores bajos del intervalo de resultados de los ensayos).

10 Los inventores han constatado igualmente que en el acero sólido existe una segunda temperatura de solubilidad de los nitruros de aluminio AlN (función de la composición química), llamada temperatura de solubilidad en el estado sólido, y que los precipitados de AlN secundarios se forman durante el enfriamiento del acero desde una temperatura superior a esta temperatura de solubilidad en el estado sólido de los precipitados de AlN en el acero. En efecto, cuando el acero pasa por encima de esta temperatura de solubilidad, se disuelve la pequeña proporción de precipitados de AlN primarios. Después, cuando la temperatura vuelve a pasar por debajo de esta temperatura durante el enfriamiento del acero, el aluminio y el nitrógeno disueltos se recombinan formando precipitados de AlN secundarios.

15 Por ejemplo, esta temperatura de solubilidad en el estado sólido es igual a 1025°C en el caso de un acero cuya composición está cubierta por la patente FR 2.885.142 y da más arriba.

20 Por lo tanto, si la temperatura de forjado del último paso de conformación en caliente es inferior a la temperatura de solubilidad en el estado sólido de los precipitados de AlN en el acero sólido, entonces los precipitados de AlN permanecen en el estado (el aluminio y el nitrógeno no se disuelven). No se forman por lo tanto precipitados de AlN secundarios.

25 Por otra parte, los precipitados de AlN secundarios presentes eventualmente antes del último paso de forjado (que podrían resultar de tratamientos térmicos anteriores realizados por encima de la temperatura de solubilidad en el estado sólido) tienen tendencia, por una parte, a ser fraccionados por la operación de forja en precipitados más pequeños cuya forma presente dimensiones equivalentes en las tres direcciones espaciales (a la inversa de una forma indeseable (en plaquetas o agujas)), y, por otra parte, a ser separados unos de otros. En consecuencia, la operación de conformación en caliente por debajo de la temperatura de solubilidad en el estado sólido de los precipitados de AlN transforma los nocivos precipitados secundarios en precipitados más similares a los precipitados primarios, y que son por tanto menos perjudiciales para la duración de vida útil en fatiga del acero.

30 Los inventores han realizado ensayos sobre aceros elaborados con el procedimiento según la invención, es decir, con una temperatura de conformación en caliente del último paso de conformación en caliente inferior a la temperatura de solubilidad en el estado sólido de los precipitados de AlN en el acero (y sin tratamiento térmico posterior por encima de esta temperatura), y los resultados de estos ensayos se presentan aquí más abajo.

35 La figura 1 muestra cualitativamente las mejoras aportadas por el procedimiento según la invención. Se obtiene experimentalmente el valor del número N de ciclos en rotura necesarios para romper una probeta de acero sometida a una sollicitación cíclica a tracción en función del pseudo esfuerzo alternado C (se trata del esfuerzo sufrido por la probeta bajo deformación impuesta, según la norma DMC0401 de Snecma, utilizada para este ensayo).

Una tal sollicitación cíclica está representada esquemáticamente en la figura 2. El período T representa un ciclo. El esfuerzo fluctúa entre un valor máximo $C_{\text{máx}}$ y un valor mínimo $C_{\text{mín}}$.

40 Probando en fatiga un número estadísticamente suficiente de probetas, los inventores han obtenido puntos $N=f(C)$ a partir de los cuales se ha trazado una curva estadística media C-N (esfuerzo $C_{\text{máx}}$ en función del número N de ciclos de fatiga). A continuación se calculan las diferencias tipos sobre los esfuerzos para un número de ciclos dado.

45 En la figura 1, la primera curva 15 (en trazo delgado) es (esquemáticamente) la curva media obtenida para un acero elaborado según la técnica anterior. Esta primera curva media C-N está flanqueada por dos curvas 16 y 14 en trazo delgado punteado. Estas curvas 16 y 14 están situadas respectivamente a una distancia de $+3\sigma_1$ y $-3\sigma_1$ de la primera curva 15, siendo σ_1 la diferencia-tipo de la distribución de los puntos experimentales obtenidos durante estos ensayos en fatiga, y $\pm 3\sigma_1$ corresponde en estadística a un intervalo de confianza de 99,7%. La distancia entre estas dos curvas 14 y 16 en trazo punteado es por tanto una medida de la dispersión de los resultados. La curva 14 es el factor limitativo para el dimensionamiento de una pieza.

50 En la figura 1, la segunda curva 25 (en trazo grueso) es (esquemáticamente) la curva media obtenida a partir de los resultados de ensayos de fatiga efectuados sobre un acero elaborado según la invención bajo una sollicitación según la figura 2. Esta segunda curva media C-N está flanqueada por dos curvas 26 y 24 en trazo punteado grueso, situadas respectivamente a una distancia de $+3\sigma_2$ y $-3\sigma_2$ de la segunda curva 25, siendo σ_2 la diferencia-tipo de la distribución de los puntos experimentales obtenidos durante los ensayos de fatiga. La curva 24 es el factor limitativo para el dimensionamiento de una pieza.

Se observa que la segunda curva 25 está situada por encima de la primera curva 15, lo que significa que, bajo una sollicitación en fatiga a un nivel de esfuerzo $C_{m\acute{a}x}$, las probetas de acero elaborado según la invención se rompen en promedio a un número N de ciclos más alto que el número al que se rompen las probetas de acero según la técnica anterior.

5 Además, la distancia entre las dos curvas 26 y 24 en trazo grueso punteado es más pequeña que la distancia entre las dos curvas 16 y 14 en trazo fino punteado, lo que significa que la dispersión en resistencia a la fatiga del acero elaborado según la invención es más pequeña que la de un acero según la técnica anterior.

10 Por lo tanto, para un esfuerzo dado, la curva 14 relativa a un acero fabricado según la técnica anterior proporciona los valores más pequeños de duración de la vida útil de la pieza que la curva 24 relativa a un acero fabricado según la invención.

La figura 1 ilustra los resultados experimentales resumidos en las tablas 1 y 2 más abajo.

La tabla 1 da los resultados para una sollicitación en fatiga oligocíclica según la figura 2 con un esfuerzo $C_{m\acute{i}n}$ nulo, a diferentes temperaturas: 20°C, 200°C y 400°C. Una fatiga oligocíclica significa que la frecuencia de sollicitación es del orden de 1 Hz (estando la frecuencia definida como el número de periodos T por segundo).

15 Se observa que, para un valor dado del número N de ciclos, el valor medio de esfuerzo en fatiga, necesario para romper un acero según la invención, es superior al valor medio M de esfuerzo en fatiga (fijado en 100%) necesario para romper un acero según la técnica anterior. La dispersión ($=6\sigma$) de los resultados a este número N de ciclos para un acero según la invención es inferior a la dispersión de los resultados para un acero según la técnica anterior (dispersiones expresadas en porcentaje del valor medio M).

20 *Tabla 1*

Condiciones de ensayo en fatiga oligocíclica		Acero según la técnica anterior		Acero elaborado según la invención	
N	Temperatura	C	Dispersión	C	Dispersión
10 ⁵	20°C	100% M	40% M	125% M	20% M
10 ⁵	200°C	100% M	30% M	137% M	15% M
3·10 ⁴	400°C	100% M	40% M	112% M	15% M

La tabla 2 muestra los resultados para una sollicitación en fatiga vibratoria, es decir a una frecuencia de 80 Hz aproximadamente, a 200°C. La sollicitación es idéntica a la de la figura 2, con un esfuerzo mínimo $C_{m\acute{i}n}$ no nulo (fracción del esfuerzo máximo $C_{m\acute{a}x}$).

25 Se observa que, para un valor dado del número N de ciclos, el valor medio del esfuerzo en fatiga necesario para romper un acero según la invención es superior al valor medio M de esfuerzo en fatiga necesario para romper un acero según la técnica anterior. La dispersión de los resultados a este número N de ciclos para un acero según la invención es inferior a la dispersión de los resultados para un acero según la técnica anterior.

Se observa que el valor mínimo $C_{m\acute{i}n}$ solo tiene poca influencia sobre los resultados.

30 *Tabla 2*

Condiciones de ensayo en fatiga vibratoria			Acero según la técnica anterior		Acero elaborado según la invención	
N	Temperatura	$C_{m\acute{i}n}$	C	Dispersión	C	Dispersión
4·10 ⁶	200°C	$C_{m\acute{a}x}/20$	100%=M	30% M	120% M	12% M
4·10 ⁶	200°C	$C_{m\acute{a}x}/2$	100%=M	30% M	126% M	14% M

Los resultados de estos ensayos muestran por tanto que son claramente los precipitados de AlN secundarios en el acero de la técnica anterior, formados durante el último paso de conformación en caliente a una temperatura más allá de la temperatura de solubilidad en el estado sólido de estos precipitados en el acero, los que son responsables

de los valores bajos de duración de vida útil en fatiga de este acero.

Las observaciones con el MEB (microscopio electrónico de barrido), efectuados por los inventores sobre numerosas probetas de acero según la técnica anterior y según la invención, corroboran estas conclusiones.

5 La figura 3 es una fotografía con MEB de la superficie de fractura de una probeta de acero según la técnica anterior. Se distingue en ella un precipitado secundario. Este precipitado tiene la forma de una plaqueta cuyas dimensiones, indicadas en la figura, son $17\mu\text{m}$ y $22\mu\text{m}$ para un espesor de $0,4\mu\text{m}$. Estos precipitados secundarios están presentes en cantidad importante en los aceros según la técnica anterior, y prácticamente ausentes de los aceros según la invención.

10 La figura 4 es una fotografía con MEB de la superficie de fractura de una probeta de acero según la invención. Se distingue en ella un precipitado primario. Este precipitado tiene una forma sensiblemente tridimensional, y sus dimensiones, indicadas en la figura, son del mismo orden de magnitud: $13\mu\text{m} \times 8\mu\text{m} \times 3\mu\text{m}$.

Además, la temperatura de conformación en caliente de cada uno de los pasos de conformación en caliente que preceden al último paso de conformación en caliente es inferior a esta temperatura de solubilidad en el estado sólido.

15 Por lo tanto, no se forman sensiblemente precipitados secundarios nocivos durante todo el procedimiento de elaboración del acero.

Por ejemplo, el contenido de Al del acero está comprendido entre 0,5% y 2%.

En el acero, el contenido de C es inferior a 0,4%, el contenido de Cr está comprendido entre 0,5% y 7%, el contenido de Ni está comprendido entre 6% y 18%, el contenido de Co está comprendido entre 4% y 18%.

20 Una pieza puede ser fabricada de un acero martensítico según la invención. Por ejemplo, esta pieza es un árbol de transmisión de motor, particularmente de motor de avión.

REIVINDICACIONES

1. Procedimiento de fabricación de un acero martensítico que comprende contenidos de otros metales de manera que es apto para ser endurecido por una precipitación de compuestos inter-metálicos y de carburos, con un contenido de Al comprendido entre 0,4% y 3%, un contenido de C inferior a 0,4%, un contenido de Cr comprendido entre 0,5% y 7%, un contenido de Ni comprendido entre 6% y 18%, un contenido de Co comprendido entre 4% y 18%, caracterizado porque la temperatura de conformación en caliente, durante el último paso de conformación en caliente, es inferior a una temperatura de solubilidad en el estado sólido de los nitruros de aluminio en el citado acero, la temperatura de conformación en caliente de cada uno de los pasos de conformación en caliente, precedentes al último paso de conformación en caliente, es inferior a la temperatura de solubilidad en el estado sólido de los nitruros de aluminio en el citado acero, y la temperatura de tratamiento de cada uno de los eventuales tratamientos térmicos, que siguen a este último paso de conformación en caliente, es inferior a la temperatura de solubilidad en el estado sólido de los nitruros de aluminio en citado el acero.
2. Procedimiento de fabricación según la reivindicación 1, caracterizado porque el contenido de Al de dicho acero está comprendido entre 0,5% y 2%.
3. Acero martensítico que comprende contenidos de otros metales de manera que es apto para ser endurecido por una precipitación de compuestos inter-metálicos y de carburos, con un contenido de Al comprendido entre 0,4% y 3%, un contenido de C inferior a 0,4%, un contenido de Cr comprendido entre 0,5% y 7%, un contenido de Ni comprendido entre 6% y 18%, un contenido de Co comprendido entre 4% y 18%, caracterizado porque el número, por unidad de superficie de dicho acero, de precipitados de nitruros+ de aluminio cuya forma es tal que la dimensión más pequeña de dicho precipitado es como máximo un vigésimo de la dimensión mas grande del citado precipitado y porque esta dimensión más grande es superior a 10 μm y es inferior a 10^{-12} estadísticamente.
4. Acero martensítico según la reivindicación 3, caracterizado porque el contenido de Al del citado acero está comprendido ente 0,5% y 2%.
5. Pieza de acero martensítico según la reivindicación 3 ó la 4.
6. Arbol de transmisión de acero martensítico de motor de avión según la reivindicación 3 ó la 4.

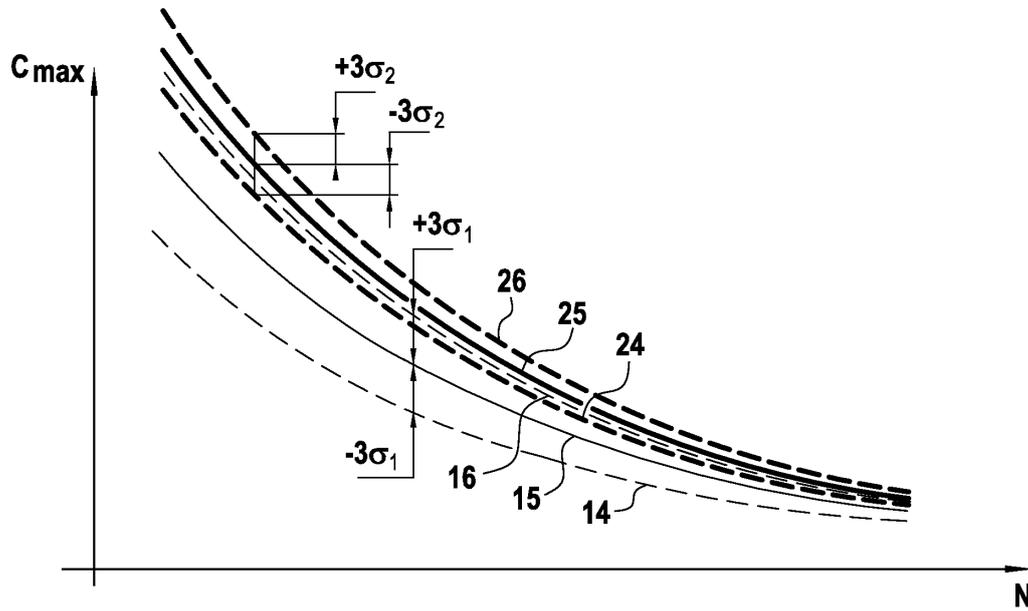


FIG.1

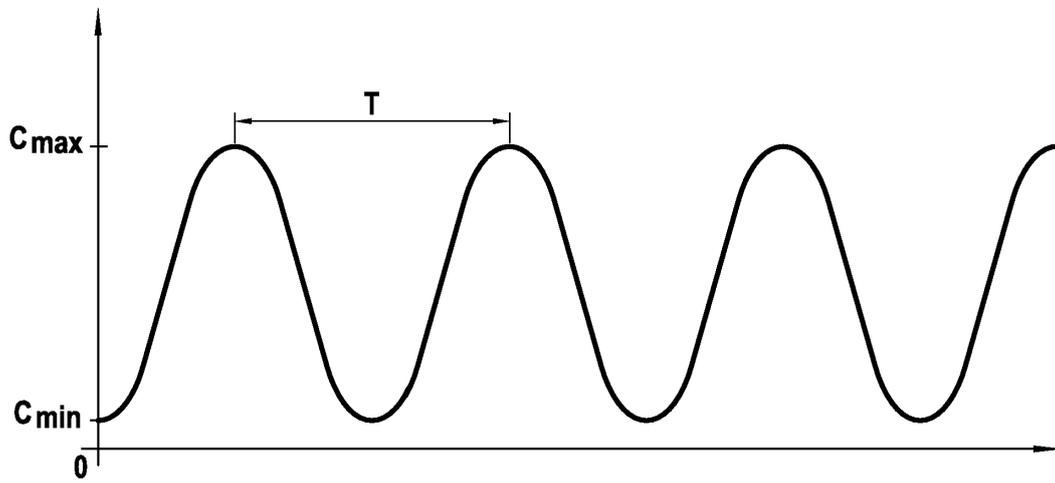


FIG.2

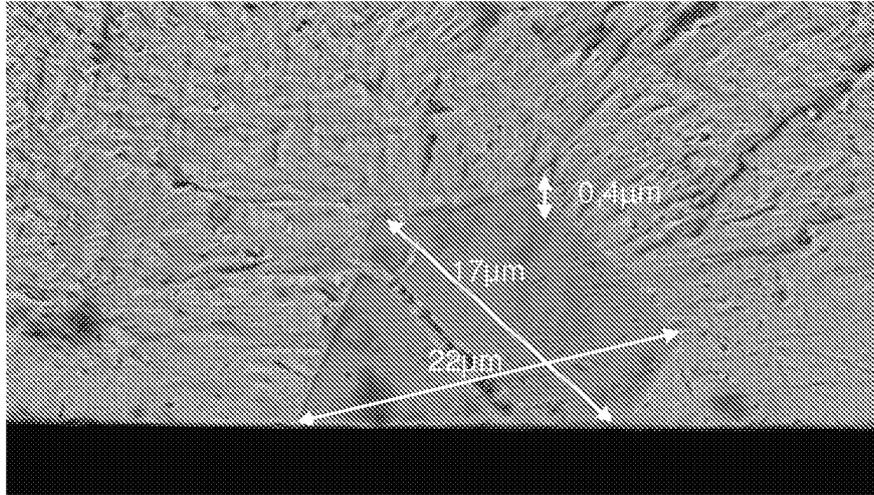


FIG.3

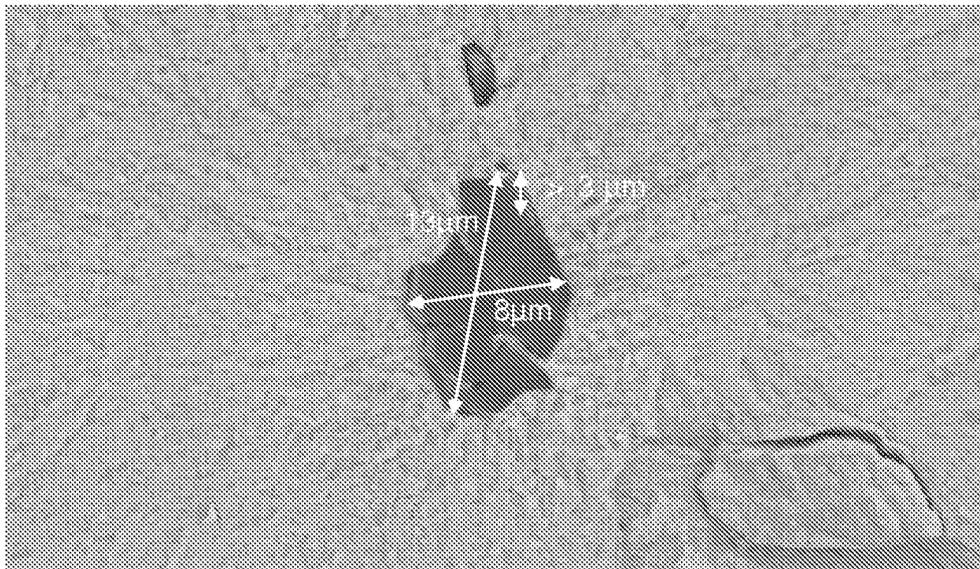


FIG.4