



PATENTE DE INVENCION
=====

Ref: BR 1701.

Int. Cl.:	C22C 21/00
	C22F 1/04

Memoria Descriptiva

sobre:

433511

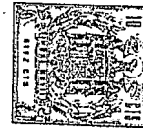
Procedimiento para elevar las características mecánicas y de resistencia a la corrosión bajo tensión de aleaciones de aluminio laminadas con tratamiento térmico.

=====

Solicitante: SOCIETE DE VENTE DE L'ALUMINIUM PECHINEY, entidad francesa, residente en 23 Bis, Rue Balzac, 75008 PARIS, Francia.

=====

Las necesidades de la industria, y en particular las de la aeronáutica, han conducido a los metalurgistas a poner a punto familias de aleaciones de aluminio con tratamiento térmico con mejores crecientes. La primera de estas aleaciones



ha sido la A-U4G (expresión 2017 según la norma ASTM) que se remonta a la primera guerra mundial.

Después, al mismo tiempo que nuevas aleaciones eran descubiertas, las composiciones de las aleaciones más antiguas eran frecuentemente mejoradas y tratamientos térmicos capaces de reforzar las características mecánicas eran desarrollados. Estos, variables según las familias o las denominaciones comprenden siempre las tres etapas esenciales siguientes:

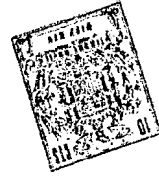
1.- Puesta en solución en estado sólido de los elementos de aleación por calentamiento a temperatura conveniente.

2.- Refrigeración rápida, por ejemplo por temple en agua, que permite conservar la solución sólida a temperatura ambiente.

3.- Tratamiento final de envejecimiento a temperatura ambiente (maduración) o a temperatura más elevada convenientemente elegida (revenido) que provoca la precipitación fina de una o varias fases ricas en elementos de aleación, lo que entraña un endurecimiento considerable de la aleación, denominado habitualmente endurecimiento estructural.

La primera etapa de puesta en solución en estado sólido está precedida generalmente por una o varias operaciones de transformación en caliente y/o en frío a partir de la base de partida generalmente obtenida por un procedimiento de colada.

Operaciones suplementarias tales como una fase de laminado pueden realizarse también tras el temple, y, además, el envejecimiento puede practicarse en varias etapas a temperaturas diferentes. Sin embargo, en todos los casos, el proceso de base es idéntico y comprende la combinación de una



puesta en solución seguida de un temple y a continuación de un envejecimiento.

Siendo todas las condiciones iguales por otra parte, las características mecánicas de una aleación así tratada son tanto mas elevadas cuanto mayores son las cantidades de elementos de aleación que se han puesto en solución sólida. Como la solubilidad en estado sólido de los elementos de aleación aumenta con la temperatura, una elevación de la temperatura del tratamiento de puesta en solución entraña un enriquecimiento de la solución sólida en elementos de aleación, al menos mientras que queden compuestos susceptibles de ser disueltos. Este enriquecimiento entraña tras el temple y revenido un aumento de la cantidad de precipitados endurecantes y por tanto un aumento de las características mecánicas. Exigete sin embargo un límite para este modo de actuar.

De este modo se reconoce generalmente por el técnico en la materia que esta temperatura de puesta en solución debe ser siempre inferior a la temperatura a la cual el metal comienza a fundir. En efecto, se reconoce que este comienzo de fusión entraña una degradación irreversible de las propiedades mecánicas. Este fenómeno es comunmente denominado en frances "brûlure" (quemado) y en los países anglosajones "eutectic melting", es decir fusión de los eutécticos. Así por ejemplo, en el Manual, que constituye autoridad, denominado "Metals Handbook" 8ª edición, Volumen 2, editado por la American Society for Metals la figura 2 página 272, extracta el artículo "Heat treating of aluminium alloys" - ASM - Committee on heat treating of Al Alloys, muestra la microestructura de una chapa de aleación de aluminio denominación 2024 en el estado T_4 (según la norma ASTM) en la que un ligero soluce-



calentamiento durante la puesta en solución ha provocado el fenómeno de "eutectic melting" que se caracteriza aquí por la presencia de "rosetas" y uniones de granos fundidos. Este fenómeno de quemado o de "eutectic melting" se produce a una temperatura que designaremos a continuación por T_0 . Esta temperatura T_0 es siempre inferior, o como máximo igual, a la temperatura T_1 de fusión comenzante de la misma aleación en condiciones de equilibrio termodinámico. Esta ligada a la presencia de eutécticos metaestables que se han formado en el transcurso de la elaboración y que están aun presentes en el momento del tratamiento de puesta en solución.

La tabla I siguiente, extraída del Manual ya citado (pág. 271), indica las temperaturas T_0 de fusión de los eutécticos para diversas aleaciones de la serie 2000, así como las temperaturas de puesta en solución a utilizar.

T A B L A I

Tipos de aleación	Temperatura de puesta en solución		Temperatura de fusión de los eutécticos (eutectic melting)	
	$^{\circ}F$	correspondencia en $^{\circ}C$	$^{\circ}F$	correspondencia en $^{\circ}C$
2014	925 a 945	496 a 507	950	510
2017	925 a 945	496 a 507	955	512
2024	910 a 930	488 a 499	935	502

En el mismo Manual estan definidos, según los mismos criterios (pág. 272), la temperatura de puesta en solución a utilizar para las principales aleaciones de Al laminadas. Estas estan indicadas en la Tabla II



T A B L A II

Temperatura de puesta en solución de las aleaciones de aluminio laminadas según el Metals Handbook (8ª edición, vol. 2, página 272)

5

Tipos de aleación	Temperaturas de puesta en solución	
	^o F	correspondencia en ^o C
2014	925 a 945	496 a 507
2017	925 a 945	496 a 507
2024	910 a 930	488 a 499
2117	925 a 950	496 a 510
2219	985 a 1005	529,5 a 540
2618	970 a 990	521 a 532
6053	960 a 980	518 a 529,5
6061	970 a 1000	521 a 538
6062	970 a 1000	521 a 538
6063	970 a 1000	521 a 538
6066	970 a 1000	521 a 538
7075	860 a 880 (1)	460 a 471
7079	820 a 880	438 a 471
7178	860 a 880	460 a 471

10

15

20

(1) las chapas de 0,050 inch (1,27 mm) ó menos pueden ponerse en solución entre 910 y 930^oF (488 a 499^oC).

25

La presente invención, que resulta de los trabajos de Monsieur Jean, Marie, Amédés BOUVAIST, tiene por objeto un procedimiento original de aumento de las características mecánicas de productos en aleaciones de aluminio laminadas con endurecimiento estructural, en las que al menos uno de los contenidos en elementos de adición, que participan directa-

30



mente en el endurecimiento estructural, tales como por ejemplo Cu, Mg, Si, Zn, Ag, Li, es al menos suficiente para saturar en este o en estos elementos la solución sólida a la temperatura T_0 .

5 Las aleaciones a que se refiere la invención pueden contener igualmente uno o varios elementos secundarios tales como Mn, Fe, Ni, Cr, Zr, Ti, que se encuentran habitualmente en las aleaciones de aluminio, sin que esta lista sea en modo alguno limitativa. Estos elementos pueden retener en combinaciones estables una parte de los elementos que participan en el endurecimiento estructural y es preciso tener en cuenta, en el cálculo de los contenidos, a estos últimos.

10 Los productos con características mecánicas acrecentadas, de aleaciones de aluminio con endurecimiento estructural tratados según el citado procedimiento, constituyen a su vez otro objeto de la invención. Constituye igualmente otro objeto de la invención, los productos de aleación de aluminio caracterizados porque su microestructura está exenta sustancialmente de rosetas y de juntas de granos condensados que están descritos en el "Metals Handbook" (ver referencia pág. 2, líneas 3 a 7) en la página 272 en la leyenda de la figura 2 y que son características de un metal que contiene fases líquidas en el momento del temple. Finalmente en los productos objeto de la invención, merced a una puesta en solución a una temperatura igual o superior a la temperatura de quemado T_0 , la concentración global de al menos un elemento de aleación en la o las fases que resultan del temple y del revenido es superior al límite de solubilidad de este elemento a una temperatura inmediatamente inferior a T_0 , es decir a una temperatura justamente inferior a la que se observa un co



mienzo de fusión de las fases metaestables.

La solicitante ha encontrado en efecto de forma totalmente inesperada que es posible, mediante ciertas precauciones que describiremos mas adelante, obtener productos laminados en aleaciones de aluminio, con características mejoradas, merced a un tratamiento térmico original que consiste esencialmente en llevar la temperatura de puesta en solución antes del temple (temperatura que será designada en adelante por T_t) a un valor al menos igual, y preferentemente sensiblemente superior a la temperatura T_0 , al mismo tiempo que permanece inferior o como máximo igual a la temperatura T_1 .

La solicitante ha comprobado que tal tratamiento, contrariamente a la doctrina establecida, permite obtener, mediante el empleo de una temperatura de puesta en solución mas elevada, características mecánicas mejoradas merced al aumento de la solubilidad de uno o varios elementos estructurales de las citadas aleaciones que participan directamente en el endurecimiento. Durante este tratamiento se ha observado, puesto que se opera a la temperatura T_t tal que $T_0 < T_t < T_1$, una fusión parcial que es susceptible de resorberse por una residencia suficientemente prolongada a la temperatura T_t . El temple del producto no se efectúa, para no alterar las propiedades mecánicas, mas que cuando la parte fundida está totalmente o sustancialmente totalmente eliminada.

La posibilidad de tratar por encima de T_0 no había sido reconocido hasta el presente en razón de las degradaciones irreversibles debidas a la fusión parcial, que afectan la estructura y las propiedades mecánicas, degradaciones de las cuales se ha hecho abundantemente propaganda en la literatura, y en particular en el Manual citado mas arriba.



La solicitante ha encontrado en efecto que es posible impedir estas degradaciones, no solamente no efectuando el temple (como se ha dicho en el párrafo anterior) mas que sobre un producto en el que la parte fundida está totalmente o casi totalmente eliminada, sino también disminuyendo el contenido en hidrógeno susceptible de desprenderse en forma gaseosa durante el tratamiento de puesta en solución, hasta un valor inferior a 0,5 ppm y, preferentemente, inferior a 0,2 ppm e incluso 0,1 ppm.

Varios procedimientos conocidos por el técnico en la materia son capaces de disminuir los contenidos en hidrógeno a los niveles indicados anteriormente; a título de ejemplo citaremos la desgasificación en estado líquido, o bien una residencia, antes de la puesta en solución, a una temperatura inferior a T_0 bajo vacío o bajo atmósfera de gas inerte, o de aire desecado, en ausencia de hidrógeno o de materia susceptible de desprender hidrógeno, efectuándose esta residencia durante un tiempo suficientemente largo, que depende de la dimensión de las piezas a tratar, para llevar el contenido en hidrógeno, susceptible de desprenderse en forma gaseosa, al nivel buscado.

Igualmente, durante el tratamiento de puesta en solución, la presencia de hidrógeno o de sustancias que contienen hidrógeno susceptible de penetrar en el metal y desprenderle debe ser prohibida. A título de ejemplo, el tratamiento puede efectuarse en un horno bajo vacío, o bajo atmósfera de argón, o de helio, o de nitrógeno, o de aire desecado con un punto de rocío de aproximadamente -15°C , o incluso en baño de sal fundida convenientemente deshidratada.

Tomando precauciones tales como las indicadas anterior



mente, la fase líquida formada al comienzo del tratamiento de puesta en solución se resorbe progresivamente, merced a la difusión de los elementos de adición de las zonas líquidas hacia las zonas adyacentes sólidas y no saturadas, de modo que tras un tiempo de residencia relativamente corto la aleación se vuelva totalmente o casi totalmente sólida, esto sin aparición sustancial de orificios y de poros.

La solicitante ha comprobado que toda aleación de aluminio, a que se refiere la invención, y tratada según esta, presenta, tras envejecimiento, características mecánicas netamente mejoradas con relación a las obtenidas sobre la misma aleación por un tratamiento clásico de puesta en solución, temple y envejecimiento, al mismo tiempo que conservan una excelente ductibilidad.

La temperatura T_0 varía entre amplios límites de una aleación a otra. Para una aleación dada, depende del laminado y de los tratamientos térmicos. De este modo es posible, para productos muy fuertemente laminados, llegar a eliminar por difusión en estado sólido todo o parte de los autécticos metaestables, responsables del fenómeno de fusión parcial sobre productos menos laminados. Entonces se puede utilizar sobre estos productos fuertemente laminados, sin observar fusión parcial, temperaturas de puesta en solución superiores a en la que se observaría esta fusión parcial sobre productos menos laminados. De este modo es posible, como lo indica la nota de la tabla II, llevar la temperatura de puesta en solución de la aleación 7075 entre 488 y 499°C cuando los espesores son iguales o inferiores a 1,27 mm.

Por tanto es preciso, para aplicar el procedimiento objeto de la invención, determinar para cada aleación o pro-



ducto la temperatura T_0 por métodos bien conocidos por el técnico en la materia, tales como el análisis térmico diferencial (ATD), efectuado en condiciones de ascensión de temperatura análogas a las del tratamiento de puesta en solución, así como la temperatura T_1 de fusión comenzante en las condiciones de equilibrio termodinámico. Esta segunda temperatura es próxima a en la que la matriz de aluminio comienza a fundir en su conjunto. Por tanto es posible fijar la temperatura T_t de puesta en solución que debe estar comprendida entre las dos temperaturas así determinadas.

La solicitante ha encontrado, además, que la realización del procedimiento según la invención, permitía, de forma totalmente sorprendente, mejorar de forma muy importante, la resistencia a la corrosión bajo tensión de aleaciones a base de aluminio con endurecimiento estructural.

Por ejemplo, las aleaciones denominadas A-U4SG según la norma francesa AFNOR A 02001 o 2014, según las designaciones de la U.S. Aluminum Association son muy utilizadas en construcción aeronáutica. Una composición media comprende, por ejemplo, 4,20 % de cobre, 0,75 % de silicio, 0,5 % de magnesio, 0,6 % de manganeso, con ligeras variaciones posibles alrededor de estos valores, siendo el resto aluminio, tomado frecuentemente, con una pureza de 99,7 % (calidad denominada A7 según la norma AFNOR anterior).

Estas aleaciones presentan características mecánicas elevadas, por ejemplo: carga de rotura 45 hbar, límite elástico 39 hbar, alargamiento a la rotura $> 5 \%$, pero desgraciadamente, tienen una resistencia mediocre a la corrosión bajo tensión.

La norma de los servicios Técnicos de la Aeronáutica



Francesa AIR-90500 prescribe ciclos de inmersión-emersión alternados, bajo tensión, en el reactivo A3 que comprende:

- NaCl : 30 gramos por litro
- Na₂HPO₄ : 0,19 gramos por litro
- 5 - H₃BO₃ : 1,25 gramos por litro
- agua desmineralizada : 1 litro
- pH ajustado a 8,1 por adición de una solución saturada de Na₂CO₃.

10 En estas condiciones, la tensión máxima para no rotura en 60 días, (NR-60) para probetas tomadas en el sentido en el sentido TC (transversal-corto) no sobrepasa 8 a 12 hbar, lo que es, en muchos casos, considerado como insuficiente y constituye una limitación al empleo de estas aleaciones. Se sabe, por otra parte que es posible mejorar un poco la resistencia a la corrosión bajo tensión de las A-U4SG efectuando un revenido prolongado, pero entonces son las características mecánicas las que disminuyen, en una proporción frecuentemente inaceptable.

15 Entonces es posible acrecentar el contenido de estas aleaciones en elementos de adición (cobre, silicio, magnesio), debido a su mayor solubilidad por encima de la temperatura T₀, proceder a una residencia a la temperatura T_f durante una duración que puede variar entre 1/2 y 12 horas, manteniendo, bien entendido, el contenido en hidrógeno a menos de 0,5 ppm y, preferentemente a menos de 0,2 ppm, e incluso a menos de 25 0,1 ppm, y a continuación procediendo a un tratamiento térmico final de sobre-revenido. Se comprueba que el producto así obtenido ofrece una resistencia a la corrosión bajo tensión notablemente elevada con relación a los productos conocidos.

30 Los ejemplos que siguen permitirán comprender mejor la



puesta en práctica de la invención.

EJEMPLO 1

Una aleación de tipo 2014 (A-U4SG) se ha elaborado en colada semi-continua en forma de una placa de 200 mm de espesor. Su composición era la siguiente:

Cu 4,7 %, Si 0,84 %, Mg 0,45 %, Mn 0,68 %, Fe 0,23 %.

Tras homogeneización de 24 h a 490°C y transformación por laminado en caliente en una chapa de 50 mm de espesor, se ha observado por análisis térmico diferencial (ATD) que la fusión comenzante de la aleación se producía a $T_0 = 511^\circ\text{C}$. La velocidad de elevación de la temperatura durante el ensayo de ATD era de 120°C/hora, es decir sensiblemente igual a la utilizada en los tratamientos de puesta en solución siguientes; la fusión de equilibrio T_1 se producía hacia 525°C.

En este ejemplo el contenido en cobre susceptible de ser puesto en solución es superior a su límite de solubilidad en estado sólido a la temperatura T_0 que es de aproximadamente 4,3 %.

Muestras de 100 x 70 x 50 mm se han tomado en la chapa. La primera muestra se ha puesto en solución según un tratamiento clásico durante 4 h a 505°C (es decir 6°C por debajo de T_0) y a continuación temple en agua a 20°C. Tras cuatro días de espera a la temperatura ambiente ha sufrido un tratamiento de revenido de 8 h a 175°C. La segunda muestra ha sufrido un tratamiento de puesta en solución sin precaución particular de 4 h a 520°C, (es decir 9°C por encima de T_0) seguido de un temple y de un revenido en las mismas condiciones que precedentemente.

Para ilustrar el interés de la invención una tercera muestra ha sufrido un tratamiento de 24 h a 460°C bajo vacío,



seguido de una puesta en solución de 12 h a 521°C (es decir 10°C por encima de T_0) en un horno ventilado en atmósfera de aire desecado. Temple y revenido se han efectuado en las mismas condiciones que más arriba.

5 Probetas para ensayos mecánicos se han tomado, y esto en cada una de las tres muestras tratadas, en el sentido longitudinal y en el sentido transversal-corto.

Los resultados obtenidos están presentados en la tabla III siguiente:

10

T A B L A III

- Tratamiento 1 : 4 h a 505°C
- Tratamiento 2 : 4 h a 520°C
- Tratamiento 3: 24 h a 460°C bajo vacío + 12 h a 521°C

15

Sentido de las probetas	Tratamiento de puesta en solución	Límite elástico con 0,2% en hb	Carga de rotura en hb	Alargamiento a la rotura
Sentido transversal corto	1	43,5	47,5	3,5 %
	2	46,0	47,8	1,3 %
	3	46,5	50,6	5,5 %
Sentido largo	1	45,2	50,3	11,3 %
	2	48,0	50,5	4,5 %
	3	48,6	52,9	8,2 %

20

25

Se ve que el tratamiento 3, que es según la invención, permite acrecentar el límite elástico y la carga de rotura en aproximadamente 3 hb, es decir una ganancia de un 7 % sobre el límite elástico con relación al tratamiento convencional (marca 1). Desde el punto de vista del alargamiento, se nota una mejoría de la isotropía con una ligera disminución del

30



alargamiento de rotura a lo largo pero por el contrario con un neto aumento del alargamiento a la rotura en el sentido del espesor (transversal-corto).

5 Se verifica por el contrario que el tratamiento de puesta en solución practicado directamente sin precaución particular a una temperatura superior a la temperatura de fusión metaestable T_0 (marca 2), ha entrañado una fragilización del metal templado.

10 La valoración del hidrógeno se ha efectuado en cada caso: para los tratamientos 1 y 2 el contenido en hidrógeno era de aproximadamente 0,3 ppm, para el tratamiento 3 era inferior a 0,1 ppm.

EJEMPLO 2

15 Una aleación experimental de tipo Al-Cu-Mg-Si que contiene 2,15 % de cobre, 0,78 % de Si, 0,80 % de Mg, 0,10 % de Cr, se ha elaborado en forma de una placa de 100 mm de espesor. Tras homogeneización de 24 h a 500°C se ha obtenido, por laminado, una chapa de 2 mm de espesor. La temperatura de fusión comenzante T_0 medida por ATD era entonces de 537°C y la temperatura de fusión en el equilibrio T_1 de 550°C aproximadamente. Tal aleación tiene contenidos en Si y Mg que sobrepasan el límite de solubilidad en estado sólido a la temperatura T_0 .

25 Se ha hecho sufrir a una primera muestra, tomada en la chapa, un tratamiento normal que comprende una puesta en solución de 30 mn a 530°C efectuada en baño de sal, seguido de un temple en agua a 20°C y de un revenido de 4 h a 170°C .

30 Una segunda muestra se ha tratado según la invención de la manera siguiente: tratamiento de desgasificación de 8 h a 450°C bajo vacío, seguido de un tratamiento de puesta en so-



lución de 30 mm a 545°C (8°C por encima de T_0) en baño de sal, y a continuación de un temple y de un revenido en las mismas condiciones que precedentemente. Se han tomado a continuación en las muestras probetas para ensayos mecánicos cuya longitud correspondía al sentido del laminado.

Los resultados obtenidos por ensayos mecánicos están presentados en la tabla IV siguiente:

T A B L A IV

	Puesta en solución	Límite elástico con 0,2 % en hb	Carga de rotura hb	A (%)
Tratamiento normal	530°C	28,7	40,4	24,2
Tratamiento según la invención	545°C	30,6	43,0	27,4

Se ve que el tratamiento según la invención permite, en este caso, mejorar aproximadamente en un 7 % la carga de rotura y el límite elástico con relación al tratamiento normal y acrecienta por otra parte la ductilidad.

EJEMPLO 3

Una aleación Al-Zn-Mg-Cu denominación X 7050 según la norma A.A. se ha elaborado en forma de una placa de 300 mm de espesor y de 750 mm de anchura. Su composición era la siguiente: Zn 6,2 %, Mg 2,25 %, Cu 2,40 %, Fe 0,08 %, Si 0,06 %. Tras un tratamiento de homogeneización de 24 h a 460°C, la placa se ha transformado en una chapa de 55 mm de espesor. En este estado la temperatura T_0 es de 478°C. Esta aleación tiene contenidos en cobre y en magnesio que sobrepasan los límites de solubilidad en estado sólido a la temperatura T_0 .



Muestras paralelepípedicas de 10 x 10 x 55 mm se han tomado en el sentido transversal-corto y se han tratado de la manera siguiente:

5 - lote 1 : tratamiento normal, es decir: 4 horas a 476°C en baño de sal fundida, temple en agua a 20°C, revenido, en horno ventilado 4 días después del temple, de 4 horas a 120°C + 9 horas a 162°C.

10 - lote 2 : tratamiento según la invención, es decir: desgasificación bajo vacío de 8 horas a 430°C + 4 horas a 488°C en baño de sal (es decir 10°C por encima de la temperatura T₀). El temple y el revenido se han efectuado en las mismas condiciones que para el lote 1.

Las características mecánicas determinadas por ensayo de tracción están presentadas en la tabla V siguiente:

15 T A B L A V

	Límite elástico con 0,2% en hb	Carga de rotura en hb	Alargamiento a la rotura (%)
20 <u>Lote 1</u> : Tratamiento normal (puesta en solución a 476°C)	53,8	58,4	4,0 %
<u>Lote 2</u> : Tratamiento según la invención (puesta en solución a 488°C)	55,6	60,3	6,1 %

25 Se ve, aquí también, que el tratamiento según la invención (lote 2) permite acrecentar sensiblemente el conjunto de las características mecánicas de tracción.

30 El ejemplo que sigue muestra como la realización de la invención permite acrecentar la resistencia a la corrosión bajo tensión.



EJEMPLO 4

Se han preparado dos aleaciones de la familia AU4SG, la una de composición modificada por aumento del contenido en cobre, en magnesio y en silicio, la otra de composición clásica:

5

Cobre	= 4,7 %	
Magnesio	= 0,6 %	
Silicio	= 0,85 %	Aleación marcada I, composición modificada
Manganeso	= 0,6 %	
Aluminio A7	= resto	

10

Cobre	= 4,41 %	
Magnesio	= 0,49 %	Aleación marcada II, composición clásica
Silicio	= 0,75 %	
Manganeso	= 0,57 %	
Aluminio A7	= resto	

15

Después se ha realizado, por colada, en estas dos aleaciones I y II, placas de 120 mm de espesor, que han sufrido los ciclos de transformación siguientes: la una clásica, la otra según la invención.

20

1 / Tratamiento clásico:

- homogeneización clásica
- (ascensión a 490°C durante 12 horas, residencia 12 horas a 490°C) refrigeración lenta en horno).
- descortezado de 10 mm por cara.
- laminado en caliente: recalentamiento a 440°C, reducción de 100 a 50 mm en 5 pasadas, temperatura de fin de laminado de 380/390°C.
- puesta en solución clásica, en horno ventilado al aire (elevación en 2 horas a 505°C, residencia de 6 horas a

25

30



505°C, temple en agua).

- laminado de las probetas en el sentido transversal-corto y transversal-largo.

2 / Tratamiento según la invención:

- homogeneización especial en atmósfera seca con punto de rocío.

-10/-15°C, en las condiciones siguientes:

+ elevación en 10 horas a 515°C

+ residencia 2 horas a 515°C

+ refrigeración durante 3 horas a 460°C.

Después se ha procedido a:

- un descostrado de 10 mm por cara

- una verificación del contenido en hidrógeno (0,15 ppm)

- un laminado en caliente como anteriormente

- a una puesta en solución especial, según la invención principal a una temperatura T_t , tal que $T_0 < T_t$

$< T_1$; habiéndose encontrado T_1 igual a 516/518°C

(por exámenes micrográficos y análisis térmico di-

ferencial) se ha fijado T_t max. a 513/514°C. Este

tratamiento se ha operado en aire seco, ventilado,

con punto de rocío comprendido entre -15 y -20°C,

en las condiciones siguientes:

+ elevación en 7 horas a 511°C

+ residencia 2 horas a 511°C $\begin{matrix} +2^\circ\text{C} \\ -0^\circ\text{C} \end{matrix}$

+ temple en agua.

Después, con:

- un laminado de 2 % por tracción

- a la toma de probetas en el sentido transversal-corto (TC) y transversal-largo (TL).



Las probetas tras maduración natural de 4 días al ambiente tras temple, han sufrido, las unas, un tratamiento de revenido clásico:

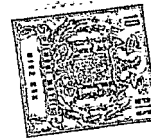
- 5 + elevación en 4 horas a 154°C
- + residencia 22 horas a 154°C $+2^{\circ}\text{C}$
 -0°C

las otras, un tratamiento de sobre-revenido; de 48 h a 175°C ; la duración de 48 h que corresponde a una duración óptima en un intervalo de 24 h a 72 h.

10 Se ha procedido entonces, sobre las diferentes probetas, a medidas de resistencia a la corrosión bajo tensión por ciclos de inmersión-emersión alternados (10 minutos, 50 minutos) en el reactivo A3 precedentemente descrito, a $20/22^{\circ}\text{C}$, las probetas habían sido desengrasadas previamente con acetona, decapadas, por un reactivo fluorútrico, enjuagadas con agua
15 destilada, y secadas, así como a la medida de las características mecánicas (carga de rotura R, límite elástico $LE_{0,2}$ y alargamiento a la rotura A %).

20 La tabla I reseña los resultados de los diferentes ensayos, mostrando como evoluciona la resistencia a la corrosión bajo tensión y las características mecánicas de la aleación testigo (marca II) y de la aleación con composición modificada en función de los diferentes parámetros: homogeneización clásica y homogeneización especial, según la invención principal, revenido clásico y revenido según la invención.

25 Se nota, en particular, que la combinación de la homogeneización especial y de sobre-revenido, (columna 6), practicada sobre la aleación testigo permite aumentar la resistencia a la corrosión bajo tensión a un nivel satisfactorio (no rotura en 60 días bajo 16 hb y en 30 días bajo 24 a 28 hb) pero al precio de una caída de las características mecánicas.
30



5

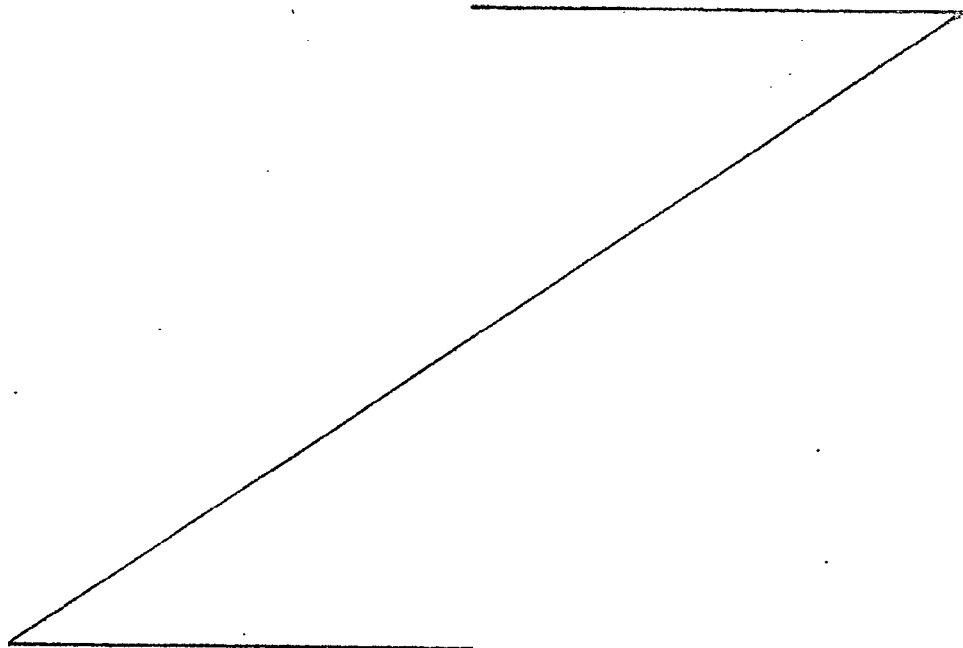
Por el contrario, combinando la modificación de la composición de la aleación, la homogeneización especial y el sobre-revenido se encuentran ampliamente las características mecánicas de la aleación testigo, con tratamiento clásico, con una tensión de no-rotura en 30 días igual a 24 a 28 hb, y en 60 días igual a 8 hb. Las ganancias de características son particularmente preciosas en construcciones aeronáuticas teniendo en cuenta las exigencias de los constructores y de los ensayos extremadamente severos que imponen a las aleaciones utilizadas.

10

La tabla II pone en evidencia el comportamiento a la corrosión bajo tensión de lotes de 5 probetas de composición clásica y modificada, tratadas de forma clásica y según la invención, en función del grado de tensión.

15

Las cifras en cada caso, indican la duración de vida de las probetas antes de la rotura, y el número de entre ellas no rotas tras 60 días.



T A B L A I

	1	2	3	4	5	6	7
Composición de la aleación	Testigo (marca II)	modificada (marca I)	Testigo (marca II)	Testigo (marca II)	modificada (marca I)	testigo (marca II)	modificada (marca I)
Tratamientos:							
homogeneización	clásico	clásico	especial	clásico	especial	especial	especial
revenido	clásico	clásico	clásico	sobre - revenido	clásico	sobre-revenido	sobre-revenido
Características mecánicas	TC TL	TC TL	TC TL	TC TL	TC TL	TC TL	TC TL
R	47,5 48,9	48,0 48,9	48,4 50,1	44,5 46,0	49,0 51,1	45,8 47,1	47,5 49,0
-Largo	41,6 43,2	42,7 44,6	43,2 45,2	38,8 40,5	45,3 47,0	39,6 40,7	43,0 44,0
transversal	5,9 7,2	3,6 3,2	6,4 8,3	5,7 6,5	4,3 5,0	5,2 8,5	4,3 5,3
-corto							
Tensión máxima para no rotura en 30 días (en hb)	8 a 12	8 a 12	8 a 12	20 a 24	16 a 22	24 a 28	30

T A B L A II

Aleación	Tratamiento térmico	Revenido	Grado de tensión, en hectobares - Lotes de 5 probetas						
			8	12	16	20	24	28	
Marca II (testigo)	Especial según la invención	clásico	5 > 60d	2,5 2,5 3 > 60d	1, 1, 2,5	1, 1, 2,5	-	24	28
		sobre-revenido	5 > 60d	5 > 60d	5 >	34 3 > 47 60d	35, 45, 55 2 > 60d	-	35, 54, 55, 56 1 > 60d
		48h - 175°C	5 > 60d	56 4 > 60d	1, 1, 1,5	1,5 1,5	-	-	-
Marca I (Composición modificada según la invención)	especial según la invención	clásico	4 > 60d	1, 1,5, 3,7 2 > 60d	1, 1, 1,5	1,5 1,5	-	-	-
		22h - 154°C	5 > 60d	5 > 60d	5 >	4 53 > 60d	46, 50 3 > 60d	46, 46 3 > 60d	
		48h - 175°C	5 > 60d	5 > 60d	5 >	4 53 > 60d	46, 50 3 > 60d	46, 46 3 > 60d	



T A B L A I

	1		2		3		4	
Composición de la aleación	Testigo (marca II)		modificada (marca I)		Testigo (marca II)		Testigo (marca II)	
Tratamientos:								
homogeneización	clásico		clásico		especial		clásico	
revenido	clásico		clásico		clásico		sobre - revenido	
Características mecánicas	TC	TL	TC	TL	TC	TL	TC	TL
transversal R	47,5	48,9	48,0	48,9	48,4	50,1	44,5	46,0
-largo LE	41,6	43,2	42,7	44,6	43,2	45,2	38,8	40,1
transversal -corto A%	5,9	7,2	3,6	3,2	6,4	8,3	5,7	6,6
Tensión máxima para no rotura en 30 días (en hb)	8 a 12		8 a 12		8 a 12		20 a 24	

T A B L A II

Aleación	Tratamiento térmico	Revenido	Grado de tensión, en hectobares - Lc				
			8	12	15		
Marca II (testigo)	Especial según la invención	clásico 22h - 154°C	5 > 60d	2,5 3 > 60d	2,5 2,5	1, 1, 2,5	1, 2,5
		sobre-revenido 48h - 175°C	5 > 60d	5 > 60d	5 >	60d	
Marca I (Composición modificada según la invención)	clásico	clásico 22h - 154°C	5 > 60d	4 ⁵⁶ > 60d	1, 1, 1,5	1,5 1,5	
		especial según la invención	4 ⁵⁰ > 60d	1, 1,5, 3,7 2 > 60d	1, 1, 1,5	1,5 1,5	
		48h - 175°C	5 > 60d	5 > 60d	5 >	60d	



L A I

	4		5		6		7	
I)	Testigo (marca II)		modificada (marca I)		testigo (marca II)		modificada (marca I)	
1	clásico sobre - revenido		especial clásico		especial sobre-re- venido		especial so- bre-revenido	
	TC	TL	TC	TL	TC	TL	TC	TL
1,1	44,5	46,0	49,0	51,1	45,8	47,1	47,5	49,0
1,2	38,8	40,5	45,3	47,0	39,6	40,7	43,0	44,0
1,3	5,7	8,5	4,3	5,0	5,2	8,5	4,3	5,3
2	20 a 24		18 a 22		24 a 28		30	

A II

en hectobares - Lotes de 5 probetas

	16		20		24		28	
1	1, 1, 2,5	1, 2,5	-	-	-	-	-	-
5 >	60d	34 3 > 47 60d	35, 45, 55 2 > 60d	35, 54, 55, 56 1 > 60d				
1, 1, 1,5	1,5 1,5	-	-	-				
1, 1, 1,5	1,5 1,5	-	-	-				
5 >	60d	4 53 > 60d	3 46, 50 > 60d	3 46, 46 > 60d				



- N O T A -

Descrita suficientemente la naturaleza del invento, así como la manera de realizarlo en la práctica, debe hacerse constar que las disposiciones anteriormente indicadas, son susceptibles de modificaciones de detalle en cuanto no alteren su principio fundamental. También se hace constar que el invento corresponde a una Solicitud de Patente presentada en Francia, con fecha 7 de enero de 1974, bajo el número 74.00.399, acogidos por lo tanto a los beneficios que conceden los Convenios Internacionales en vigor, siendo lo que constituye la esencia del referido invento y por lo que se solicita la concesión de Invencción por 20 años en España, sobre: PROCEDIMIENTO PARA ELEVAR LAS CARACTERISTICAS MECANICAS Y DE RESISTENCIA A LA CORROSION BAJO TENSION DE ALEACIONES DE ALUMINIO LAMINADAS CON TRATAMIENTO TERMICO; caracterizándose por lo siguiente:

1º.- Procedimiento para elevar las características mecánicas y de resistencia a la corrosión bajo tensión de aleaciones de aluminio laminadas con tratamiento térmico, en las que al menos uno de los contenidos en elementos de adición, que participa directamente en el endurecimiento estructural, es al menos suficiente para saturar en este o estos elementos la solución sólida a la temperatura de quemado T_0 , caracterizado porque se hace sufrir a la aleación un tratamiento de puesta en solución antes del temple a una temperatura T_t tal que $T_0 \ll T_t \ll T_1$ (siendo T_1 la temperatura de fusión comenzante en las condiciones de equilibrio termodinámico), tratamiento cuya duración es determinada con el fin de resorber de forma total o casi total las fases líquidas metaestables formadas inicialmente y porque el contenido en hidrógeno de la aleación



susceptible de desprenderse en forma gaseosa durante el tratamiento de puesta en solución es inferior a 0,5 ppm y, preferentemente, inferior a 0,2 ppm o incluso 0,1 ppm.

5 2º.- Procedimiento según la reivindicación 1, caracterizado porque se aplica a aleaciones de aluminio laminadas que contienen como elementos que participan directamente en el endurecimiento estructural uno o varios elementos tales como: Cu, Mg, Si, Zn, Ag, Li, y pueden contener igualmente uno o varios elementos secundarios tales como Mn, Fe, Ni, Cr, Zr y Ti.

10 3º.- Procedimiento para elevar las características mecánicas y de resistencia a la corrosión bajo tensión de aleaciones de aluminio laminadas con tratamiento térmico, tal y como queda sustancialmente descrito en la presente Memoria.

15 Esta Memoria consta de 23 hojas, escritas a máquina por una sola cara.

Madrid - 3 ENE. 1975

SOCIETE DE VENTE DE L'ALUMINIUM PECHINEY

A. GOMEZ ACEBO Y MOJER
P. p. Firmado: L. Guals Fernández
