

FJ Gil Mur, ed.

C Aparicio - JM Manero - D Rodríguez A  
Andrés - JM Arandés - JA Planell

# Aleaciones ligeras

# Aleaciones ligeras

**POLITEXT**

Francisco Javier Gil Mur, ed.  
Conrado Aparicio Bádenas  
José M. Manero Planella  
Daniel Rodríguez Rius  
Albert Andrés Domènech  
Pep Miquel Arandés Salvadó  
Josep A. Planell Estany

# **Aleaciones ligeras**

**EDICIONS UPC**

La presente obra fue galardonada en el octavo concurso  
"Ajuts a l'elaboració de material docent" convocado por la UPC.

Primera edición: junio de 2001

Diseño de la cubierta: Manuel Andreu

© Los autores, 2001

© Edicions UPC, 2001  
Edicions de la Universitat Politècnica de Catalunya, SL  
Jordi Girona Salgado 31, 08034 Barcelona  
Tel.: 934 016 883 Fax: 934 015 885  
Edicions Virtuals: [www.edicionsupc.es](http://www.edicionsupc.es)  
E-mail: [edicions-upc@upc.es](mailto:edicions-upc@upc.es)

Producción: Barcelona Digital, SL  
Rosselló 77, 08029 Barcelona

Depósito legal: B-29.186-2001  
ISBN: 84-8301-480-7

Quedan rigurosamente prohibidas, sin la autorización escrita de los titulares del copyright, bajo las sanciones establecidas en las leyes, la reproducción total o parcial de esta obra por cualquier medio o procedimiento, comprendidos la reprografía y el tratamiento informático, y la distribución de ejemplares de ella mediante alquiler o préstamo públicos.

## Presentación

Este libro ha sido elaborado por profesores e investigadores del Departamento de Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Universitat Politècnica de Catalunya con el fin de que los estudiantes de pre-grado tengan un libro que les introduzca en esta familia de aleaciones.

En muchas ocasiones, los estudiantes de asignaturas de Ciencias y Tecnología de Materiales habían reclamado un libro que tratara de una manera más extensa de las características y propiedades de este tipo de aleaciones, ya que los libros de Metalurgia General o de Ciencia de Materiales estaban muy basados en las aleaciones férreas, dejando en un segundo plano al aluminio, titanio y magnesio y sus aleaciones. Este libro pretende responder a esa necesidad sin pretender ser un compendio de todos los aspectos metalúrgicos de estas aleaciones. Se debe tener en cuenta la creciente aplicación de este tipo de aleaciones en los diferentes campos tecnológicos (transporte, industria química, industria alimenticia, biomedicina...).

El libro se estructura en cinco partes: la primera está dedicada al aluminio y sus aleaciones, la segunda al titanio, la tercera al magnesio, la cuarta parte a los nuevos materiales basados en las buenas propiedades de las aleaciones ligeras. La quinta parte son las prácticas del laboratorio que componen un estudio de los tratamientos térmicos a un duraluminio, determinándose cómo afecta a la microestructura, y los tratamientos térmicos en las propiedades mecánicas; otra práctica es la metalografía de la aleación más importante del titanio (Ti6Al4V), observándose cómo varían las microestructuras con los tratamientos térmicos a que se someten y la última práctica es un programa de ordenador para la selección de materiales.

Esperemos que este libro pueda ayudar a muchos estudiantes y también a introducir a jóvenes profesionales en la comprensión y el conocimiento de estas aleaciones que tanta importancia tecnológica tienen.

## Índice

<b>Presentación .....</b>	<b>7</b>
<b>1 Aluminio .....</b>	<b>13</b>
1.1 Introducción .....	13
1.2 Propiedades del Aluminio .....	13
1.2.1 Propiedades Físicas .....	13
1.2.2 Propiedades Químicas .....	14
1.2.3 Propiedades Mecánicas .....	15
1.3 Obtención del Aluminio .....	15
1.4 Principios del envejecimiento de las aleaciones de aluminio .....	19
1.5 Aleaciones de Aluminio .....	23
1.5.1 Nomenclatura de las aleaciones de aluminio .....	24
1.6 Aleaciones de Aluminio Coladas .....	30
1.6.1 Aleaciones Aluminio-Cobre .....	31
1.6.2 Aleaciones Aluminio-Silicio .....	32
1.6.3 Aleaciones Aluminio- Magnesio .....	34
1.6.4 Aleaciones Aluminio-Cobre-Silicio .....	36
1.6.5 Aleaciones Aluminio-Manganeso .....	37
1.7 Forja de Aluminio .....	37
1.7.1 Introducción .....	37
1.7.2 Procesado de la forja de aluminio .....	39
1.7.3 Materiales avanzados en la forja de aluminio .....	43
1.8 Aleaciones de Aluminio Forjadas .....	44
1.8.1 Influencia de la conformación por deformación plástica en el endurecimiento de las aleaciones de aluminio .....	44
1.8.2 Conformación en frío y endurecimiento en frío .....	45
1.8.3 Conformación en frío y endurecimiento por precipitación .....	46
1.8.4 Aleaciones de aluminio forjadas no tratables térmicamente .....	47
1.8.5 Aleaciones de aluminio forjadas tratables térmicamente .....	48
1.9 Referencias .....	51
<b>2 Titanio .....</b>	<b>53</b>
2.1 Historia del titanio .....	53

2.2	Obtención del titanio .....	53
2.3	Propiedades del titanio .....	55
2.3.1	Propiedades físicas .....	55
2.3.2	Propiedades químicas .....	57
2.3.3	Propiedades mecánicas .....	58
2.4	Introducción a las aleaciones de titanio .....	60
2.4.1	Efecto de los aleantes .....	60
2.4.2	Clasificación de las aleaciones .....	62
2.5	Aleaciones $\alpha$ .....	62
2.5.1	Generalidades .....	62
2.5.2	Titanio comercialmente puro .....	63
2.5.3	Aleaciones casi- $\alpha$ .....	66
2.6	Aleaciones $\alpha$ - $\beta$ .....	67
2.6.1	Generalidades .....	67
2.6.2	Enfriamiento rápido desde la fase $\beta$ .....	69
2.6.3	Descomposición de la fase $\beta$ metaestable .....	71
2.6.4	Tipos de aleaciones $\alpha$ - $\beta$ .....	72
2.7	Aleaciones $\beta$ .....	73
2.7.1	Generalidades .....	73
2.7.2	Tipos de aleaciones $\beta$ .....	75
2.8	Procesos .....	76
2.8.1	Moldeo .....	76
2.8.2	Pulvimetalurgia .....	76
2.8.3	Conformación por deformación plástica .....	77
2.8.4	Tratamientos térmicos .....	77
2.8.5	Mecanización .....	77
2.8.6	Soldadura .....	77
2.8.7	Tratamientos superficiales .....	78
2.8.8	Otros procesos .....	78
2.9	Tratamientos térmicos .....	78
2.9.1	Generalidades .....	78
2.9.2	Recocido contra acritud .....	79
2.9.3	Recocido .....	80
2.9.4	Mill-annealing .....	80
2.9.5	Doble-recocido .....	80
2.9.6	Recocido de recristalización .....	81
2.9.7	Recocido $\beta$ .....	81
2.9.8	Revenido y maduración de la martensita .....	81
2.9.9	Contaminación durante el tratamiento térmico .....	82
2.10	Aplicaciones .....	83
2.10.1	Aeronáutica .....	83
2.10.2	Corrosión .....	84
2.10.3	Biomedicina .....	84
2.10.4	Otras aplicaciones .....	85
2.11	Referencias .....	85

<b>3</b>	<b>Magnesio</b>	<b>87</b>
3.1	Historia del magnesio	87
3.2	Obtención y refinado del magnesio	88
3.2.1	Obtención del magnesio	88
3.2.2	Refinado del magnesio	90
3.3	Propiedades del magnesio	90
3.3.1	Propiedades físicas	90
3.3.2	Propiedades químicas	92
3.3.3	Propiedades mecánicas	93
3.4	Introducción a las aleaciones de magnesio	96
3.4.1	Aleaciones de magnesio	96
3.4.2	Nomenclatura de las aleaciones de magnesio y de sus tratamientos	99
3.5	Aleaciones de moldeo sin circonio	100
3.5.1	Aleaciones basadas en el sistema magnesio-aluminio	100
3.5.2	Aleaciones del sistema magnesio-zinc	104
3.6	Aleaciones de moldeo con circonio	104
3.6.1	Aleaciones Mg-Zn-Zr	105
3.6.2	Aleaciones Mg- Tierras Raras-Zn-Zr	105
3.6.3	Aleaciones Mg-Y	106
3.6.4	Aleaciones basadas en el sistema Mg-Th	106
3.6.5	Aleaciones basadas en el sistema Mg-Ag	108
3.7	Aleaciones para la conformación por deformación plástica	108
3.7.1	Aleaciones para productos extruados	109
3.7.2	Aleaciones para productos forjados	111
3.7.3	Aleaciones para productos laminados	111
3.8	Transformación en productos semielaborados y conformación definitiva	112
3.8.1	Fundición y moldeo	112
3.8.2	Conformación por deformación plástica	115
3.8.3	Uniones: Soldadura, remachado, encolado	120
3.8.4	Mecanización	121
3.8.5	Protección contra la corrosión	122
3.9	Aplicaciones del magnesio	123
3.10	Referencias	124
<b>4</b>	<b>Nuevos materiales ligeros y sus procesos</b>	<b>127</b>
4.1	Materiales compuestos	127
4.1.1	MMC	127
4.1.2	Materiales de refuerzo	128
4.1.3	Manufactura	129
4.1.4	Sólidos metálicos celulares	131
4.1.5	Aplicaciones	132
4.2	Compuestos: Aluminuros de titanio	132
4.2.1	Ti <sub>3</sub> Al (alfa2)	134
4.2.2	TiAl (gamma)	134



4.2.3	TiAl <sub>3</sub> .....	135
4.2.4	Métodos de procesado .....	135
4.2.5	Aplicaciones .....	136
4.3	Aleaciones nanofásicas .....	136
4.4	Procesos de solidificación rápida .....	138
4.4.1	Aplicaciones .....	139
4.5	Aleaciones amorfas .....	139
4.6	Síntesis por combustión .....	140
4.6.1	Introducción .....	140
4.6.2	Tipos de SC .....	141
4.6.3	Consideraciones termodinámicas .....	142
4.6.4	Manufactura .....	143
4.6.5	Aplicaciones .....	144
4.7	Referencias .....	145
<b>5</b>	<b>Prácticas</b> .....	<b>147</b>
5.1	Proceso de envejecimiento del duraluminio .....	147
5.1.1	Introducción .....	147
5.1.2	Práctica: Aleación aluminio-cobre .....	149
5.1.3	Procedimiento .....	150
5.1.4	Resultados .....	150
5.1.5	Cuestiones .....	150
5.2	Tratamiento térmico de la aleación Ti6Al4V .....	151
5.2.1	Introducción .....	151
5.2.2	Método experimental .....	152
5.2.3	Resultados .....	153

# 1 Aluminio

## 1.1 Introducción

El aluminio es el metal más abundante en la corteza terrestre en una proporción aproximada del 8%. En un principio, el aluminio se consideró como un metal precioso y la primera presentación pública de este metal fue en 1855 en la Exposición Universal de París. En aquel entonces se le conocía como “plata de arcilla”.

A principios de siglo, el aluminio era poco empleado, ya que era ligero, muy blando, dúctil y sobre todo mecánicamente poco resistente. No obstante, en 1915 la industria intentó abrir mercados con el aluminio comercialmente puro y varias aleaciones más de colada y forja. No obstante, no fue hasta con la aparición de la aleación conocida como “duraluminio” cuando la industria del aluminio empezó a expandirse. El duraluminio experimentaba un envejecimiento natural a temperatura ambiente que producía un aumento considerable de la resistencia mecánica. Esta aleación era la base para la construcción de aviones y dirigibles. A partir de ese momento el empleo del aluminio y sus aleaciones ha ido en auge y se utiliza para diversos campos como la aeronáutica, el automóvil, industrias químicas, etc.

## 1.2 Propiedades del aluminio puro

### 1.2.1 Propiedades físicas

Las propiedades físicas más destacables del aluminio y sus aleaciones son: poco peso, buena resistencia a la corrosión, y conductividad elevada, tanto térmica como eléctrica. En la tabla 1 se presenta un resumen de las propiedades físicas más características del aluminio puro. Evidentemente, algunas de estas propiedades varían según el contenido en impurezas.

Propiedades	Valor
Color	Blanco-plata
Estructura cristalográfica	Cúbica centrada en las caras
Parámetro reticular a (25°C)	0.40414 nm
Densidad a 20°C	2.699 g/cc
Cambio volumétrico durante la solidificación	6,7%
Calor de combustión	200Kcal/at-gr
Punto de fusión	660,2°C
Punto de ebullición	2057°C / 2480°C
Calor específico (20°C)	930 J
Coefficiente lineal de expansión térmico $\times 10^6$	23,0 (20-100°C)
Conductividad térmica a 0°C	0,50 cal/s/cm <sup>2</sup> /cm/°C
Conductividad térmica a 100°C	0,51 cal/s/cm <sup>2</sup> /cm/°C
Resistividad eléctrica a 20°C	2,69 $\mu\Omega$ cm
Susceptibilidad magnética 18°C $\times 10^6$	0,63

Tabla 1.1 Resumen de las características físicas del aluminio

### 1.2.2 Propiedades químicas

Tanto el aluminio puro como las aleaciones de éste presentan una gran resistencia a la corrosión debido a la formación de una capa fina ( $\sim 4$  y  $5 \mu\text{m}$  de espesor) y adherente de óxido de aluminio sobre la superficie del metal. Esta capa de óxido constituye una película impermeable que impide la difusión del oxígeno hacia el metal base, haciendo al aluminio y sus aleaciones muy resistentes a la corrosión. Si en determinadas aplicaciones industriales se necesita una mayor resistencia a la corrosión, ésta se puede conseguir aumentando el espesor artificialmente de la capa por un procedimiento de oxidación profunda y, con posterioridad, colmatado por inmersión en agua caliente.

El ácido clorhídrico, fluorídrico y sulfúrico concentrado pueden atacar fácilmente al aluminio y a sus aleaciones, mientras que en soluciones de ácido nítrico, amoníaco y en la mayoría de ácidos orgánicos reaccionan ligeramente. La resistencia química del aluminio depende de la composición química y concentración de la solución así como de la pureza del metal. Por ejemplo, en ácido nítrico el aluminio de pureza 99,99% es mucho más resistente al ataque que el aluminio de pureza 99,5%. Aleantes como el silicio o el zinc hasta un 1 % tienen un efecto muy débil sobre la resistencia a la corrosión, mientras que aleantes de elevado número atómico, como el cobre o el níquel, variaciones del 0,1%, afectan fuertemente a la resistencia.

Según el efecto que tienen los aleantes sobre la resistencia a la corrosión, éstos se pueden clasificar en:

- Elementos que mejoran la resistencia a la corrosión: cromo, magnesio y manganeso
- Elementos que empeoran la resistencia: cobre, hierro, níquel, estaño, plomo y cobalto
- Elementos que tienen poca influencia: silicio, titanio, zinc, antimonio, cadmio y circonio.

### 1.2.3 Propiedades mecánicas

Como ya se ha mencionado, el principal problema del aluminio es su baja resistencia mecánica. Por este motivo el aluminio y sus aleaciones se tratan térmicamente o se someten a procesos de forja para mejorar sus propiedades mecánicas. El módulo de elasticidad del aluminio es relativamente bajo y sensible al grado de impurezas de éste. Por ejemplo, el valor del módulo de Young del Al (99,997%) es de 64.200 N/mm<sup>2</sup>, mientras que para el Al (99,950%) es de 69.000 N/mm<sup>2</sup>.

En la tabla II se presentan algunas características del aluminio puro.

Propiedades	Valor
Módulo de elasticidad 99,99%	64.200 N/mm <sup>2</sup>
Módulo de elasticidad 99,950%	69.000 N/mm <sup>2</sup>
Módulo de rigidez	17.000 N/mm <sup>2</sup>
Coefficiente de Poisson	0,32 – 0,36

Tabla 1.2 Propiedades elásticas del Aluminio

### 1.3 Obtención del aluminio

Es uno de los metales que se obtienen industrialmente en mayor escala. El aluminio se obtiene principalmente de la bauxita (mineral de óxido de aluminio natural impurificado con Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y SiO<sub>2</sub>), donde se aprovechan ventajosamente las propiedades anfóteras del Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. La bauxita comprende la bauxita propiamente dicha, que se encuentra principalmente en las zonas templadas como hidróxido aluminoso gelatinoso y cristalino, en forma de böhmite o diásporo, y la laterita, que aparece especialmente en los trópicos en forma de hidróxido aluminoso trihidratado. La bauxita francesa es la monohidratada Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> · H<sub>2</sub>O mezclada con la trihidratada.

La metalurgia del aluminio es muy diferente de la de otros metales, tales como el hierro, estaño, plomo, etc., en las que la reducción de los óxidos se hace mediante carbón. Aunque la reducción del óxido aluminoso con carbón se puede realizar en horno eléctrico, a una temperatura superior a los 2.000°C según se pone de manifiesto en el gráfico de la figura 1, los óxidos que acompañan al óxido de aluminio, particularmente el óxido férrico, pero también el dióxido de silicio y el dióxido de titanio, se reducen antes a la forma elemental, y el producto resultante sería una aleación de aluminio-silicio-titanio que contiene carbono, de la que podría obtenerse aluminio puro, si bien a un coste demasiado elevado.

La metalurgia extractiva del aluminio consta de dos etapas:

- transformación de la bauxita en alúmina lo más pura posible
- electrólisis de esta alúmina disuelta en criolita fundida

Para realizar la primera etapa, el procedimiento más corriente que se emplea es un método químico de vía húmeda conocido como proceso Bayer, que se puso en práctica en 1892. En la figura 2 se muestra

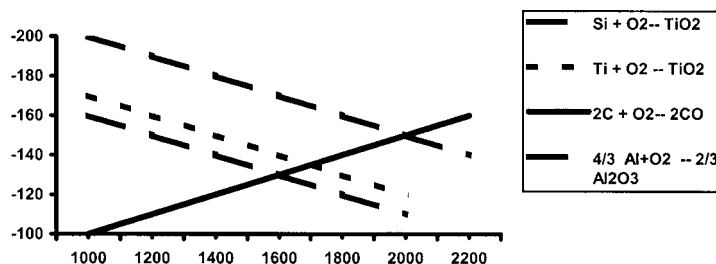


Fig. 1.1 Parte del diagrama de Ellingham donde se muestra las energías libres de formación del  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$  y  $\text{SiO}_2$

un esquema de este proceso. El mineral debe ser liberado de sus impurezas de hierro antes de ser reducido electrolíticamente a aluminio. Para hacer esto, se trata la bauxita con una solución alcalina caliente de  $\text{NaOH}$  a  $165^\circ\text{C}$  y a una presión de 6 atmósferas. De esta forma, el óxido de aluminio se disuelve dando una solución de  $\text{Al}(\text{OH})_4^-$ . Como el  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  no es anfótero, las impurezas de hierro no se disuelven y se pueden separar por filtración. Posteriormente, la solución caliente de  $\text{Al}(\text{OH})_4^-$  se enfría y se inoculan semillas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  para favorecer la posterior precipitación de  $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ . Mediante un proceso de filtración y calcinación entre  $1.200$  y  $1.300^\circ\text{C}$  se obtiene un polvo blanco de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

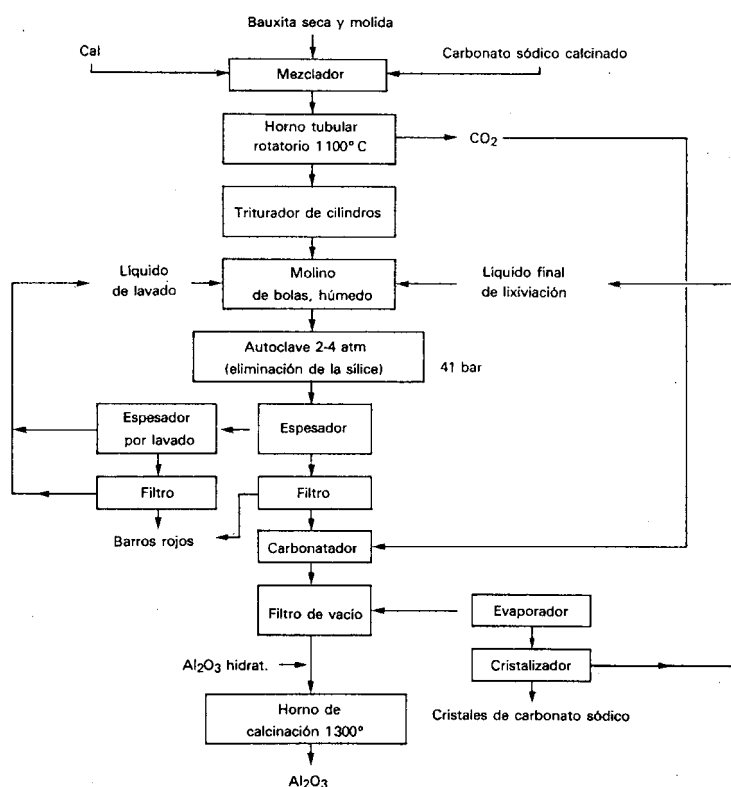


Fig. 1.2 Esquema del proceso de Bayer

La etapa final consiste en la electrólisis del óxido de aluminio purificado, con criolita,  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ; éste último para rebajar el punto de fusión del  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , que es muy alto, ( $2.000^\circ\text{C}$ ). La composición aproximada del electrolito y temperatura que se utiliza corresponde al punto eutéctico de 81,5% de criolita y 18,5% de alúmina, cuyo punto de fusión es de  $935^\circ\text{C}$ . El aluminio fundido es más denso que el electrolito, de modo que el aluminio se deposita en el fondo de la cuba que actúa de cátodo. Como ánodo se utilizan barras de carbón, unidas a un soporte movable para regular la distancia al cátodo y, por tanto, la resistencia del electrolito al paso de la corriente, a fin de mantener fundido éste. El aluminio fundido se extrae de las celdas electroquímicas y se transporta en la fase líquida a hornos de aleación, donde se alean y lo transforman por solidificación en lingotes, barras, etc. En la figura 3 se representa el proceso de electrólisis del  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Actualmente el proceso de obtención del aluminio es rentable si se parte de menas ricas entre un 50 y 60% de óxido aluminico hidratado.

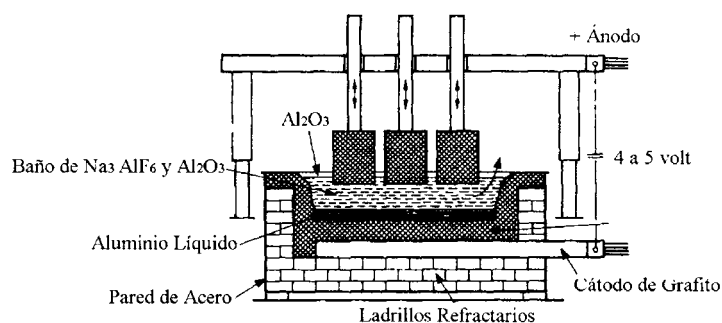


Fig. 1.3 Proceso de electrólisis del aluminio

El aluminio producido por electrólisis en un baño de criolita normalmente tiene una pureza entre un 99,5 y un 99,7%, siendo las impurezas más usuales el hierro y el silicio. Para obtener el metal con una pureza mayor del 99,9%, el metal procedente del baño de criolita debe ser sometido a procesos de refinado. El metal refinado tiene una gran ductilidad, alta conductividad eléctrica y excelente resistencia a la corrosión, propiedades muy importantes para ciertas aplicaciones que justifican el coste extra del proceso de refinado.

Uno de los métodos usados para el refinado del aluminio se basa en la diferencia de solubilidades de las impurezas entre el sólido y el aluminio fundido (refinado por fusión zonas). Con este método se pueden rebajar las impurezas hasta un valor de 10 ppm o 0.001%. Dicho método consiste en fundir por zonas una barra de aluminio impurificado tal como se muestra en la figura 4. Otro método de refinado del aluminio es el electrolítico.

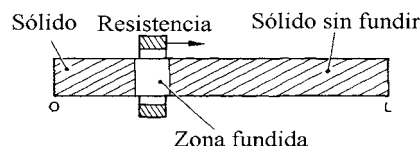


Fig. 1.4 Proceso de refinado del aluminio por fusión por zonas

Una resistencia eléctrica se desplaza a una velocidad uniforme a lo largo de la barra de aluminio fundiendo el material por zonas. Si la velocidad es lo suficientemente lenta para que se alcance el equilibrio, se da tiempo a que las impurezas se vayan concentrando en el líquido. De esta forma las impurezas se van desplazando hacia el extremo de la barra a medida que se desplaza la resistencia eléctrica. Si esta operación se repite varias veces (7 u 8 veces), siempre en una misma dirección, se puede alcanzar unos valores de purezas importantes.

Para poder entender los fenómenos que ocurren durante la fusión por zonas, la gráfica de la figura 5 puede ser de gran utilidad. En esta figura se representa un diagrama de equilibrio imaginario de un sistema binario, aluminio y un elemento impureza B. Si se funde una porción del aluminio impurificado con una concentración en impurezas  $X_1$ , a la temperatura  $T_1$  (punto "b") existe en equilibrio dos fases, una líquida con una composición de impurezas "b" y una fase de aluminio sólida de composición "a".

A medida que se desplaza la resistencia eléctrica, la composición del líquido varía según la curva *liquidus*- $\alpha$  entre los puntos "b" y "d", mientras que la composición del metal solidificado varía entre los puntos "a" y "c" de la curva de *solidus*. Si se vuelve a repetir la operación, la composición inicial de la barra de aluminio ahora tiene un menor contenido en aleantes, por lo que al repetir la operación se obtendría un metal solidificado más puro.

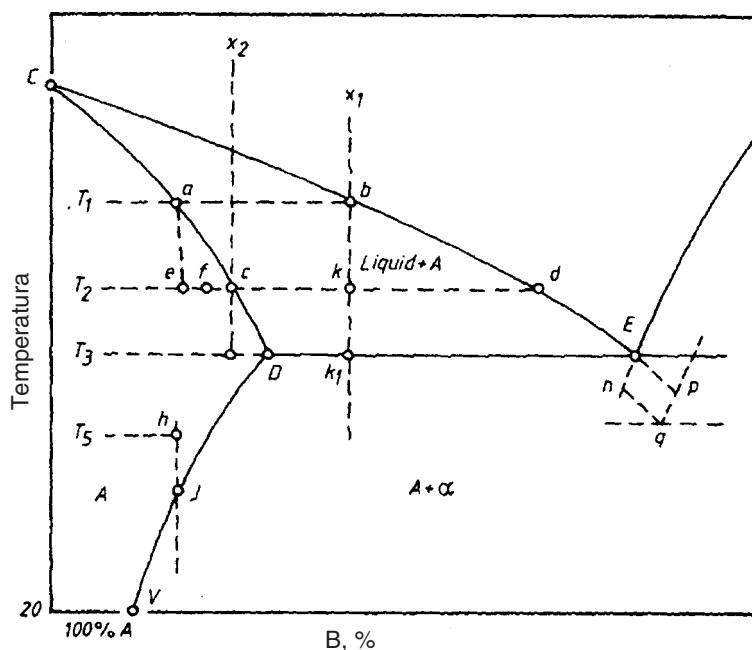


Fig. 1.5 Diagrama de equilibrio de un sistema binario aluminio y un elemento impuro B

En la bibliografía existen fórmulas para calcular la concentración de impurezas en función de la distancia X en una barra de aluminio de longitud L y una sección de  $1\text{cm}^2$ . Por ejemplo:

$$C_{sx} (1 \text{ pasada}) = C_m [1 + \exp - kx / z (k-1)]$$

donde

Z = espesor de la zona fundida

C<sub>m</sub> = concentración inicial de impurezas de la barra

C<sub>sx</sub> = concentración de impurezas a una distancia x (g/cc)

K = constante que depende del tipo de impureza

Usando estas ecuaciones es posible determinar a qué distancia de la barra refinada se alcanza el máximo de impurezas requerido y, por tanto, saber qué parte de la barra se puede eliminar por exceso de impurezas.

Con este método es posible producir aluminio con un contenido en impurezas de un 10 ppm (0.001%) si se parte de un material inicial con una pureza entre el 99.99 y un 99.998%.

#### 1.4 Principios del envejecimiento de las aleaciones de aluminio

En la figura 6 se representa una porción del diagrama de equilibrio aluminio-cobre donde se muestra un esquema de cómo varía la microestructura en función de la velocidad de enfriamiento y posterior tratamiento térmico. También se observa como la solubilidad del cobre en la matriz de α disminuye con la temperatura del 5.7% al 0,2%. Este hecho permite los tratamientos de solubilización por encima de la curva de transformación, enfriado rápido o temple y posterior precipitación del CuAl<sub>2</sub> mediante recocidos a bajas temperaturas.

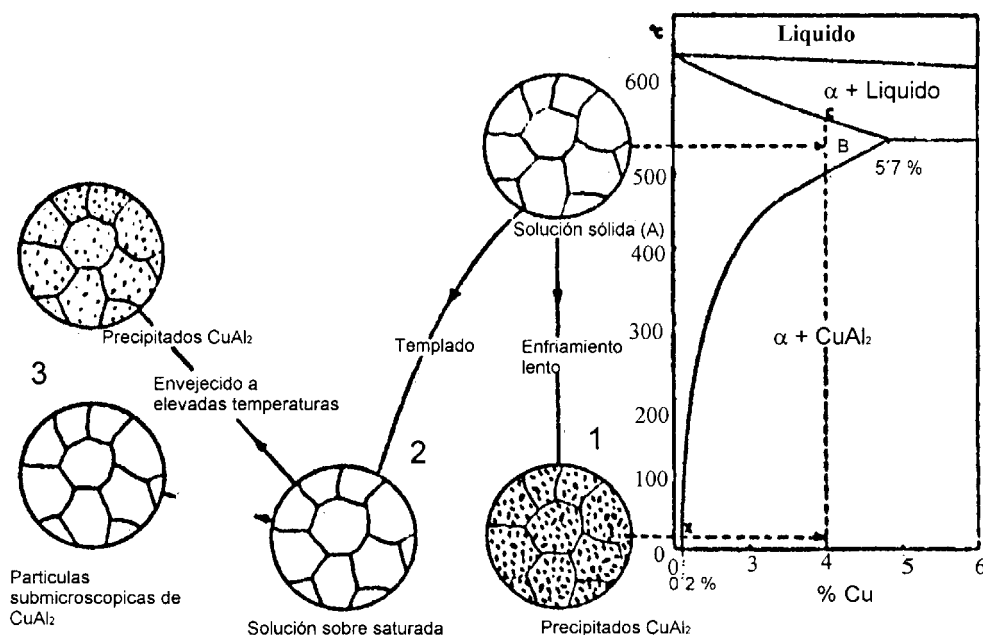


Fig. 1.6 Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura de la aleación aluminio-cobre



Si se parte de una solución sólida  $\alpha$  (punto B) y se desciende la temperatura lentamente hasta cortar la línea de *solvus*, el exceso de soluto de cobre se separa formando una fase nueva  $\text{CuAl}_2$ . En situación de equilibrio termodinámico, el diagrama de equilibrio nos proporciona información acerca de las fases presentes, proporción y composición de cada una. La microestructura resultante está formada por granos de fase  $\alpha$  con una elevada dispersión de precipitados de  $\text{CuAl}_2$  (dibujo 1). En este caso, como la velocidad de enfriamiento es lenta, hay suficiente tiempo para que los precipitados crezcan y sean visibles al microscopio óptico. Desde el punto de vista mecánico, la existencia de estos precipitados de gran tamaño no interesa, ya que puede tener un efecto fragilizador.

Por el contrario, si esta solución sólida  $\alpha$  (pto B) se enfría rápidamente por debajo de la línea de *solvus* (temple) se obtiene una solución sólida sobresaturada que conserva todo el cobre inicial. Al enfriar rápidamente no se ha dado tiempo a que la difusión atómica tenga lugar y se obtiene una microestructura formada únicamente por granos de fase  $\alpha$  (dibujo 2).

A temperatura ambiente, hay sistemas que tienden espontáneamente a la situación de equilibrio, es decir, que existe suficiente movilidad atómica para que el sistema vaya expulsando poco a poco el exceso de cobre mediante la formación de pequeños precipitados de  $\text{CuAl}_2$ . Este fenómeno se conoce como envejecimiento natural. Sin embargo, existen otros sistemas en que es necesario forzar esta reacción precipitación mediante tratamientos térmicos. Estos sistemas se someten a temperaturas por debajo de la curva de transformación (recocido) para inducir la precipitación. Este caso se conoce como envejecimiento artificial.

Tanto en el envejecimiento natural como en el artificial, se obtiene una microestructura formada por granos de fase  $\alpha$  con una fina dispersión de precipitados que no son visibles al microscopio óptico. Dichos precipitados se pueden observar y caracterizar mediante microscopía electrónica de transmisión (MET). La existencia de estos precipitados aumenta considerablemente la resistencia mecánica y la dureza de la aleación.

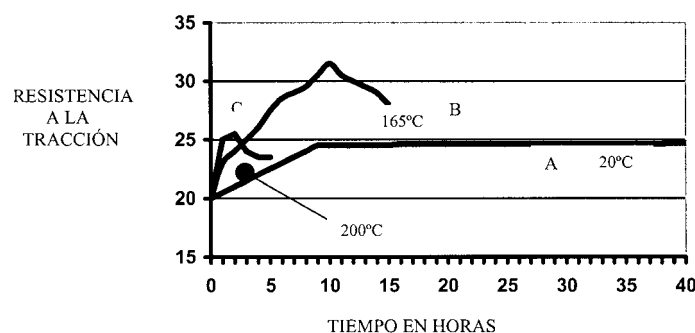


Fig. 1.7 Resistencia a la tracción de una aleación Al-4,5%Cu envejecida a temperatura ambiente (A) y envejecida artificialmente a 165°C y 200°C

Por ejemplo, en la figura 7 se muestra cómo varía la resistencia mecánica en función de la temperatura y tiempo tanto en un proceso de envejecimiento artificial “B” y “C” como un envejecimiento natural “A”. A la temperatura ambiente (20°C) la resistencia a tracción aumenta poco a poco y alcanza un máximo al cabo de 100 horas, a partir del cual ya no mejoran sustancialmente las

propiedades, mientras que en los procesos de envejecimiento artificial se obtienen unas resistencias a la tracción y dureza superiores. En este caso la resistencia máxima se obtiene a la temperatura de 165°C y al cabo de 10 horas. Si el tratamiento de envejecimiento se prolonga durante más tiempo las propiedades mecánicas se empeoran debido al crecimiento de las partículas (dibujo 3; Fig. 6). En los tratamientos de precipitación, los parámetros de tiempo y temperatura varían con la composición química de la aleación y, por tanto, se debe controlar con precisión para obtener buenos resultados. Por ejemplo, en esta aleación las impurezas de hierro tienden a disminuir la velocidad de precipitación con lo cual se necesita una mayor temperatura para alcanzar un endurecimiento. O el efecto contrario, la presencia de magnesio aumenta la velocidad de precipitación.

La primera aleación endurecida por envejecimiento fue una aleación de Al-4,5 %Cu conocida comercialmente como “duraluminio”. Esta aleación envejece a temperaturas por debajo de la temperatura ambiente debido a que la solidificación es muy rápida en las piezas moldeadas y lingotes y no se alcanzan las condiciones de equilibrio. El endurecimiento más importante tiene lugar los primeros días y se va estabilizando con el tiempo. Cuando al sistema Al-Cu se le añade magnesio se conoce comercialmente como “superduraluminio” ya que el magnesio, aumenta la velocidad de precipitación.

Guinier y Preston demostraron que en los procesos de precipitación a bajas temperaturas la transformación de una fase sólida sobresaturada  $\alpha$  a una fase  $\theta$  de  $\text{CuAl}_2$  no era directa, sino que transcurría a través de unas fases intermedias de la forma:

Zonas de Guinier-Preston  $\Rightarrow$  fase  $\theta'' \Rightarrow$  fase  $\theta' \Rightarrow$  fase  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ )

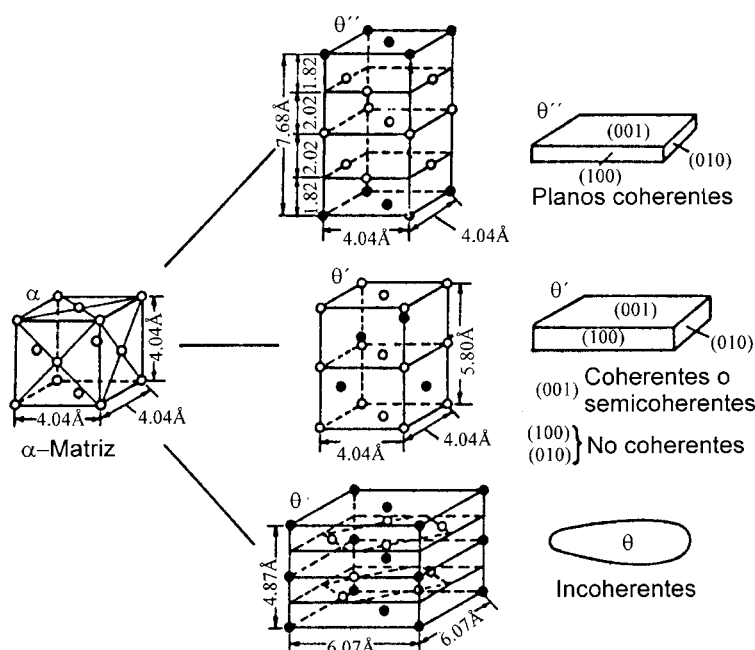


Fig. 1.8 Estructura y morfología de las fases  $\theta''$ ,  $\theta'$  y  $\theta$  en una aleación Al-Cu  
(Círculos negros  $\rightarrow$  átomos de Al y círculos blancos  $\rightarrow$  átomos de Cu)

En la figura 8 se representa un esquema de la cristalografía de estas etapas y se pueden resumir en:

1. Formación de zonas difusas donde varía la concentración de soluto. No hay casi movilidad atómica, pero es suficiente para que en algunas zonas haya una cierta orientación o reorganización de los átomos de soluto. Dichas zonas se conocen como zonas de Guinier-Preston.
2. Formación de una fase intermedia  $\theta''$  coherente con la matriz con una estructura tetragonal centrada en las bases, tal como se observa en la figura 8. Se aprecia que en el medio aún conserva la estructura cúbica centrada en las caras de la matriz. Dicha fase es coherente con la matriz a lo largo de las direcciones  $[001]$ ,  $[100]$  y  $[010]$ .
3. Formación de una fase  $\theta'$  semicoherente con la matriz. Al crecer el precipitado  $\theta''$  se forma otro precipitado incoherente con la matriz  $\alpha$ . Dicha estructura cristalográfica conserva la distancia 4.04 Å de la matriz, pero se produce un cierto alargamiento a lo largo del eje  $[001]$ . Este precipitado presenta en una de las dimensiones un orden correspondiente a unos 10 a 150 átomos, por lo que suelen presentar una morfología alargada (figura 9).
4. Finalmente, la formación de la fase estable  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ), donde los parámetros reticulares de la base y la altura de la celda no tienen nada que ver con la matriz  $\alpha$ . En este caso, el precipitado  $\theta$  es totalmente incoherente con la matriz.

En la figura 9 se muestran varias micrografías obtenidas mediante microscopía electrónica de transmisión. En la figura (a) se observa un micrografía en campo claro donde se observan los

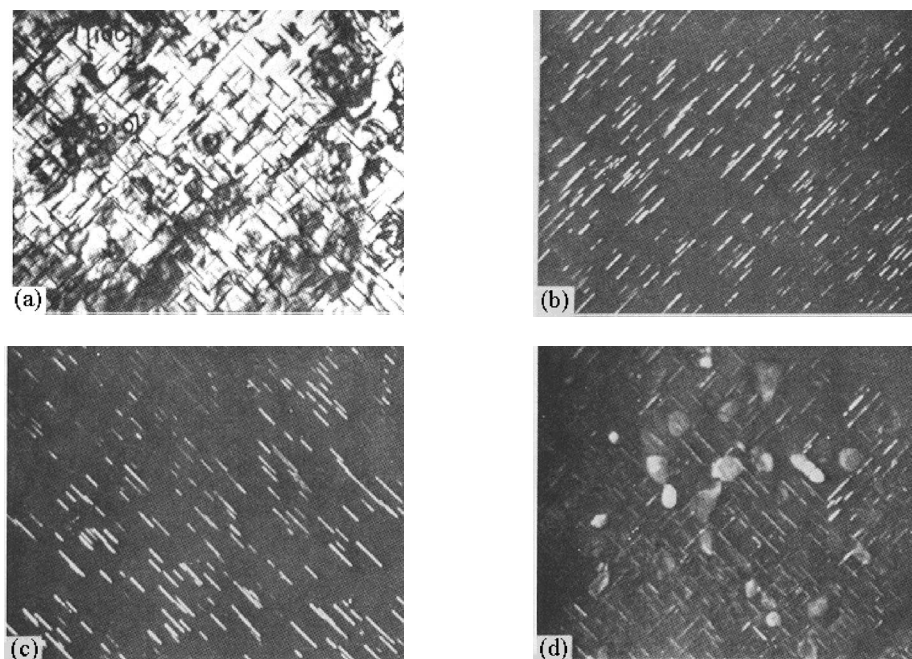


Fig. 1.9 Micrografías obtenidas por microscopía electrónica de transmisión de los precipitados  $\theta'$  y  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) en la aleación de duraluminio

precipitados parcialmente coherentes  $\theta'$  en una aleación de duraluminio. Mediante la técnica del campo oscuro, en las figuras (b) y (c) se pone de manifiesto claramente la morfología alargada de estos precipitados. Dichos precipitados están alineados en unas determinadas direcciones cristalográficas. En la figura (d) también se pueden ver otros precipitados más grandes que corresponden a la fase  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ).

### 1.5 Aleaciones de aluminio

El aluminio es un metal con una baja resistencia mecánica. Por ejemplo, el límite elástico de un aluminio recocido puede alcanzar un valor de 10 MPa. Por tanto, uno de los objetivos a la hora de diseñar aleaciones es mejorar su resistencia mecánica aleándolo con diferentes metales como el cobre, magnesio, manganeso, zinc, hierro o silicio. En el esquema de la figura 10 se representan los principales aleantes utilizados en la industria, así como un resumen de las principales propiedades que adquiere la aleación.

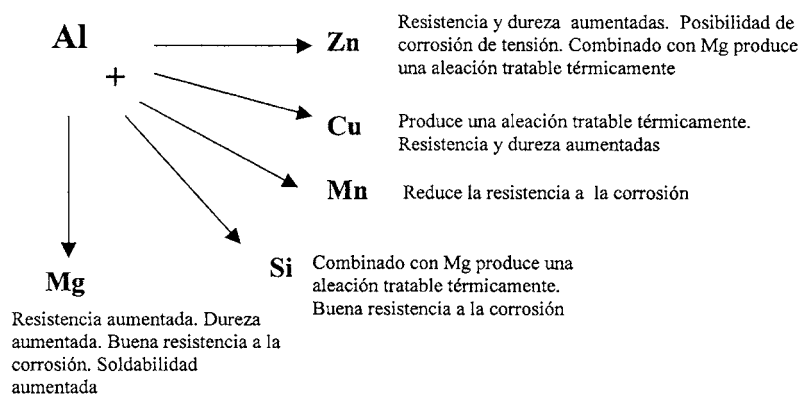


Fig. 1.10 Principales aleantes utilizados en las aleaciones de aluminio

Todos estos elementos presentan una gran solubilidad en el aluminio y en todos los casos la solubilidad aumenta con la temperatura. El zinc es el elemento que presenta una mayor solubilidad (hasta un 66,4%), mientras que elementos como el magnesio, plata y litio presentan una solubilidad mayor del 10%. En general, la máxima solubilidad se consigue a las temperaturas correspondientes al eutéctico, peritéctico o monotéctico. El descenso de la solubilidad con la temperatura es la base para tratamientos de solubilización y envejecimiento de estas aleaciones.

A diferencia de otros metales como el hierro o el cobre, el aluminio no se disuelve con facilidad en otros metales, de tal forma que una gran proporción de estos aleantes no se disuelven en la fase  $\alpha$  y forman intermetálicos. En las aleaciones de aluminio pueden existir una gran diversidad de fases o intermetálicos que se pueden distinguir con técnicas de caracterización del tipo difracción de electrones o de rayos X.

Según el modelo de transformación de las aleaciones de aluminio, éstas se pueden clasificar en:

- *Aleaciones de moldeo.* Se utilizan en fundición para la fabricación de piezas obtenidas por colada del metal líquido en moldes de arena (colada de arena), en moldes de acero o de fundición (colada en coquilla) o por inyección. Mediante este procedimiento se fabrican piezas de formas más o menos complejas, como picaportes, bloques motores, etc.
- *Aleaciones de forja.* Son las coladas en fundición en forma de placas que a continuación se transforman en semi-productos (chapas, perfiles, etc.) por laminación o extrusión. Los semiproductos así obtenidos se utilizan en la construcción mecánica o son ensamblados por soldadura, roblonados, atornillados, etc.

A su vez, las aleaciones se pueden dividir según el método utilizado para aumentar su resistencia mecánica:

- *Aleaciones forjadas no tratables térmicamente.* Mediante la dispersión de segundas fases o elementos en solución sólida y trabajados en frío.
- *Aleaciones de forja tratables térmicamente.* Mediante disolución de aleantes en forma de solución sólida y posterior precipitación de éstas en pequeños precipitados coherentes o semicoherentes.

De esta forma se han desarrollado una gran cantidad de aleaciones comerciales que se referencian según nomenclaturas estándares internacionales, donde se especifica la composición química y sus propiedades mecánicas.

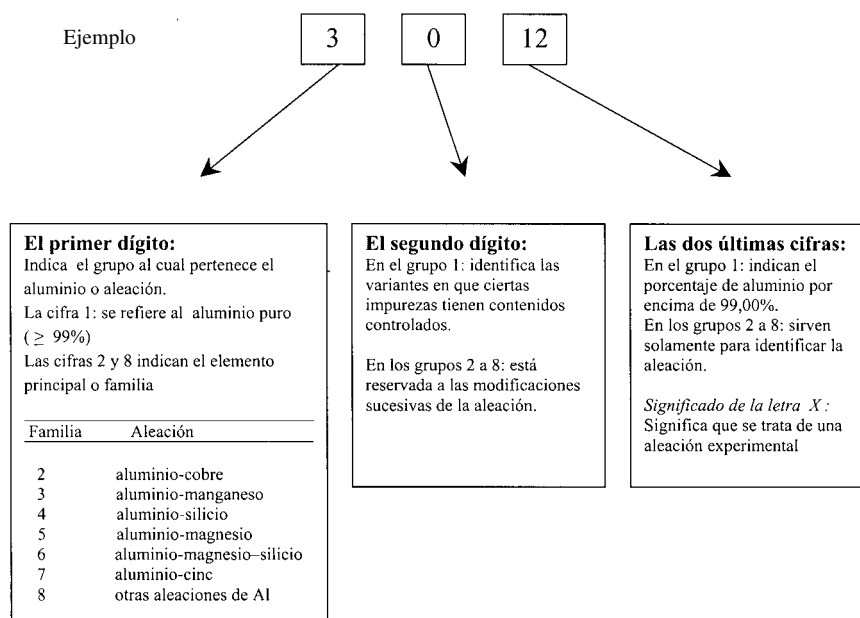
### 1.5.1 Nomenclatura de las aleaciones de aluminio

#### 1.5.1.1. Aleaciones de forja

Las aleaciones de forja se agrupan por un sistema de cuatro dígitos, en donde el primer índice indica el aleante mayoritario de la forma:

1XXX: Aluminio del 99 % de pureza como mínimo  
2XXX: Cobre  
3XXX: Manganeso  
4XXX: Silicio  
5XXX: Magnesio  
6XXX: Magnesio y silicio  
7XXX: Cinc  
8XXX: Otros elementos  
9XXX: Series no utilizadas

mientras que los siguientes índices representan otros aleantes minoritarios. En la figura 11 se presenta un ejemplo de aleación y el significado de cada dígito.



*Figura 1.11 Ejemplo mostrando el significado de la nomenclatura de las aleaciones de forja de las aleaciones de aluminio*

Finalmente, según la norma española UNE EN 515, se pueden designar los diferentes estados de tratamiento de todas las formas de aluminio para forja y aleaciones de aluminio de colada destinados a ser forjados de la forma:

### **F – Bruto de fabricación**

Esta designación se aplica a los productos resultantes de un proceso de conformado en el cual no se emplea ningún medio de control particular de las condiciones térmicas o de la acritud. Para este estado no existe especificación alguna de los límites de características mecánicas.

### **O – Recocido**

Esta designación se aplica a los productos que son recocidos con objeto de conseguir el estado de menor resistencia mecánica.

### **Subdivisiones el estado de recocido O.**

#### **O1 – Recocido a temperatura elevada y enfriamiento lento**

Esta designación se aplica a los productos forjados que son tratados térmicamente aproximadamente durante el mismo tiempo y a la misma temperatura que los requeridos para un tratamiento de solución, enfriando después lentamente hasta la temperatura ambiente, con objeto de mejorar la respuesta a los ultrasonidos y/o mejorar la estabilidad dimensional. Se aplica a los productos que

deben ser mecanizados por parte del usuario con anterioridad al tratamiento de solución. No se especifica para este estado ningún límite para las propiedades mecánicas.

### **O2 – Sometido a tratamiento termomecánico**

Esta designación se aplica a los productos forjados. Sometidos a un tratamiento termomecánico especial. Se aplica a los productos que deben someterse a un conformado de superplástico por parte del usuario con anterioridad al tratamiento de solución.

### **O3 - Homogeneizado**

Esta designación se aplica a los alambrones y a las banda de colada continua, que son sometidos a un tratamiento de difusión a la alta temperatura a fin de eliminar o de reducir las segregaciones, mejorando consiguientemente la aptitud para la conformación o la respuesta al tratamiento térmico de solución y temple.

### **H – Acritud**

Esta designación se aplica a los productos sometidos a un proceso de deformación en frío después del recocido (o después de una conformación en caliente), o de la combinación de un proceso de deformación en frío y un recocido parcial o de recocido de estabilización, con el fin de obtener las características mecánicas especificadas. La letra H va siempre seguida de, al menos, dos cifras; la primera indica el tipo de proceso termomecánico y la segunda indica el grado de acritud (una tercera cifra se emplea en algunos casos con el fin de identificar técnicas especiales del proceso).

#### **Subdivisiones del estado de acritud H**

Las subdivisiones se hacen en función de las operaciones básicas y del grado de acritud final, de la manera siguiente:

#### **Primer dígito después de H**

El primer dígito que sigue a la letra H indica la combinación específica de las operaciones básicas como sigue:

#### **H1x - Acritud solamente**

Estas designaciones se aplican a los productos que son endurecidos por deformación plástica en frío con objeto de obtener la resistencia mecánica deseada si tratamiento térmico suplementario.

#### **H2x -Acritud y recocido parcial**

Estas designaciones se aplican a los productos que son endurecidos por deformación plástica en frío por encima de lo deseado para ser posteriormente reblandecidos hasta un nivel apetecido por medio de un recocido parcial. Para las aleaciones que se reblandecen progresivamente a temperatura ambiente, los estados H2x tienen el mismo valor mínimo de resistencia a la tracción que los estados H3x correspondientes. Para las otras aleaciones, los estados H2x presentan el mismo valor mínimo

se resistencia a la tracción que los estados H1x correspondientes y un alargamiento ligeramente superior.

### **H3x -Acritud y estabilizado**

Estas designaciones se aplican a los productos que son endurecidos por deformación plástica en frío y cuyas características mecánicas son estabilizadas por tratamiento térmico a baja temperatura o como resultado del calor aportado en el proceso de fabricación. El estabilizado mejora normalmente la ductilidad. Esta designación se aplica sólo a las aleaciones que, de no ser estabilizadas, se reblandecen progresivamente a temperatura ambiente.

### **H4x -Acritud y lacado o pintado**

Estas designaciones se aplican a los productos que son endurecidos por deformación plástica en frío y que pueden experimentar un cierto recocido parcial en el curso del tratamiento de curado térmico a que se someten después de las operaciones de lacado o pintado.

### **Segundo dígito después de H**

El segundo dígito que sigue a la letra H indica el grado final de acritud alcanzado, el cual se identifica por el valor mínimo de resistencia a la tracción.

- El dígito 8 se atribuye habitualmente al estado más duro normalmente producido. El valor mínimo de la resistencia a la tracción de los estados Hx8 puede determinarse con la ayuda de la tabla siguiente; se basa en la resistencia a la tracción mínima de la aleación en estado recocido.

Valor mínimo de resistencia a tracción en estado de recocido MPa	Incremento del valor mínimo de la resistencia a la tracción para alcanzar el estado Hx8 MPa
Hasta 40	55
45 a 60	65
65 a 80	75
85 a 100	85
105 a 120	90
125 a 160	95
165 a 200	100
205 a 240	105
245 a 280	110
285 a 320	115
325 en adelante	120

- Los estados comprendidos entre el O (recocido) y el Hx8 se designan mediante los dígitos 1 a 7
- El dígito 4 designa los estados para los que la resistencia a la tracción está aproximadamente a medio camino entre la del estado O y la de los estados Hx8.



- El dígito 2 designa los estados para los que la resistencia a la tracción esta aproximadamente a medio camino entre la del estado O y la de los estados Hx4.
- El dígito 6 designa los estados para los que la resistencia a la tracción esta aproximadamente a medio camino entre la de los estados Hx4 y la de los estados Hx8.
- Los dígitos 1, 3, 5 y 7 designan, de la misma manera, los estados intermedios de los definidos anteriormente.
- El dígito 9 designa los estados cuyo valor mínimo de resistencia a la tracción supera en al menos 10 MPa a la de los estados Hx8.
- En caso de que la resistencia a la tracción de los estados intermedios, determinada como se ha indicado anteriormente, no termine por 0 ó 5, el valor redondea al primer 0 o al primer 5 inmediatamente superior.

#### **W – Tratamiento térmico de solución y temple**

Esta designación describe un estado inestable. Solamente se aplica a aleaciones que maduran espontáneamente a temperatura ambiente después del tratamiento de solución y temple. Esta designación sólo se especifica cuando la duración de la maduración natural queda indicada: por ejemplo W1/2h.

#### ***T – Tratamiento térmico de endurecimiento estructural para obtener estados diferentes de los F, O o H***

Esta designación se aplica a los productos tratados térmicamente, con o sin acritud suplementaria, para alcanzar un estado estable. La T va siempre seguida de una o varias cifras que indican la secuencia específica de los tratamientos

#### **Subdivisiones de los estados T**

El primer dígito después de la letra T sirve para identificar la secuencia específica de tratamientos básicos. Se atribuyen las cifras del 1 al 9 de la manera siguiente:

#### **T1 -Enfriamiento desde la conformación en caliente y maduración natural hasta la obtención de un estado de tratamiento prácticamente estable.**

Esta designación se aplica a los productos que no sufren acritud después del enfriamiento desde la temperatura de conformación en caliente, o en los cuales el efecto de la acritud asociada al aplanado o al enderezado no repercute en los límites de características mecánicas.

#### **T2 - Enfriamiento desde la conformación en caliente, acritud y maduración natural hasta la obtención de un estado de tratamiento prácticamente estable**

Esta designación se aplica a los productos que, después del enfriamiento desde la temperatura de conformación en caliente, reciben una acritud para mejorar su resistencia mecánica, o en los cuales el

efecto de acritud asociado al aplanado o al enderezado repercute en los límites de características mecánicas.

**T 3 - Tratamiento de solución, temple, acritud y maduración natural para la obtención de un estado prácticamente estable.**

Esta designación se aplica a los productos que, después del tratamiento de solución y temple reciben una acritud para mejorar su resistencia mecánica, o en los cuales el efecto de la acritud asociada al aplanamiento o enderezamiento repercute en los límites de las características mecánicas

**T4 - Tratamiento de solución, temple, acritud y maduración natural hasta la obtención de un estado prácticamente estable.**

Esta designación se aplica a los productos que no sufren acritud después del tratamiento de solución y temple o para los cuales el efecto de la acritud asociada al aplanado o enderezado no repercute en los límites de las características mecánicas.

**T5 - Tratamiento de temple desde la conformación en caliente y maduración artificial**

Esta designación se aplica a los productos que no sufren acritud después del temple desde la temperatura de conformación en caliente, o en los cuales el efecto de acritud asociada al aplanado o enderezado no repercute en los límites de las características mecánicas.

**T6 - Solución, temple y maduración artificial**

Esta designación se aplica a los productos que no sufren acritud después del tratamiento de solución y temple, o en los cuales el efecto de la acritud asociada al aplanado o al enderezado no repercute en los límites de las características mecánicas.

**T7 - Solución, temple y sobresaturación / estabilizado**

Esta designación se aplica a los productos sometidos, después de solución y temple, a un tratamiento de maduración artificial que les conduce más allá del punto de resistencia mecánica máxima con objeto de controlar alguna característica significativa distinta de las características mecánicas.

**T8 - Solución, temple, acritud y maduración artificial**

Esta designación se aplica a los productos que, después de la solución y el temple, reciben una acritud para mejorar su resistencia mecánica, o en los cuales el efecto de la acritud asociada al aplanado o enderezado repercute en los límites de las características mecánicas.

**T9 - Solución, temple, maduración artificial y acritud**

Esta designación se aplica a los productos que reciben una acritud para mejorar su resistencia mecánica. Las definiciones presentes se resumen en la tabla siguiente.

Maduración	Acritud	Enfriamiento desde la temperatura de conformación en caliente	Enfriamiento desde la temperatura de solución en horno
Natural	No	T1	T4
	Sí	T2	T3
Artificial	No	T5	T6, T7
	Antes de la maduración	—	T7, T8
	Después de la maduración	—	T9

### 1.5.1.2. Aleaciones de colada

Para designar aleaciones de aluminio de colada se utiliza un sistema numérico de cuatro dígitos incorporando un decimal. El primer dígito indica el aleante mayoritario o grupo de la forma:

1XX.X: Aluminio  $\geq 99.00\%$

2XX.X: Cobre

3XX.X: Silicio con adiciones cobre y magnesio

4XX.X: Silicio

5XX.X: Magnesio

7XX.X: Zinc

8XX.X: Estaño

9XX.X: Otros elementos

Los dos dígitos siguientes no tienen un significado importante, simplemente sirven para identificar las diferentes aleaciones de este grupo. En el caso del grupo 1XX.X indican el grado de pureza del aluminio. Finalmente, el último dígito indica en qué forma se encuentra el producto.

## 1.6 Aleaciones de aluminio coladas

Son aquellas aleaciones que se utilizan en fundición para la fabricación de piezas obtenidas por colada en moldes de arena (colada en arena) en moldes de acero (colada en coquilla) y mediante inyección.

Las aleaciones de aluminio de colada son propensas a presentar porosidad gaseosa a lo largo del metal solidificado. Este hecho se debe a la gran capacidad que tiene el caldo metálico en absorber hidrógeno de la atmósfera o vapor de agua que pueda existir en el horno. Generalmente, para evitar esta porosidad se utilizan fundentes limpiadores del tipo tricloruro de boro o inyectando una corriente de nitrógeno en el caldo metálico.

Las aleaciones de aluminio en estado líquido reaccionan con gran facilidad con el oxígeno de la atmósfera formando una capa de óxido en su superficie. Esta capa protege al metal líquido del interior de la oxidación.

Aunque se han desarrollado una gran cantidad de aleaciones de aluminio de colada, existen seis tipos de aleaciones principales:

- |                          |                     |                          |
|--------------------------|---------------------|--------------------------|
| — Aluminio-cobre         | — Aluminio-silicio  | — Aluminio-zinc-magnesio |
| — Aluminio-cobre-silicio | — Aluminio-magnesio | — Aluminio-estaño        |

En los siguientes apartados se describirán las características más importantes de algunas de estas aleaciones.

### 1.6.1 Aleaciones aluminio-cobre

La adición de cobre al aluminio aumenta la colabilidad, disminuye la resistencia a la corrosión y permite aumentar la resistencia mecánica y la dureza de la aleación mediante tratamientos térmicos de solubilización, temple y recocido.

Como se puede observar en la gráfica de la figura 12, las aleaciones binarias de Al-Cu forman un eutéctico a 547°C y a una composición del 33% en cobre. En el punto eutéctico se tiene en equilibrio una solución sólida de aluminio o fase  $\alpha$  y un intermetálico  $\text{CuAl}_2$  con una estructura cristalina tetragonal centrada. Por ejemplo, en la figura 2 se muestra la microestructura de una aleación de aluminio con un 10% de cobre. Como se puede ver, la microestructura está formada por dendritas de fase  $\alpha$  y el eutéctico ( $\alpha + \text{CuAl}_2$ ) en el interior de los espacios interdendríticos, en concordancia con el diagrama de equilibrio de fases.

En el diagrama de equilibrio también se puede ver que a la temperatura del eutéctico la solubilidad del cobre es máxima, 5,7%, y que, a medida que desciende la temperatura, la solubilidad va disminuyendo hasta valores del 0,45% a los 300°C y del 0,1-0,2% a los 250°C. Esta diferencia de solubilidad es la que permite que estas aleaciones sean susceptibles de ser tratadas térmicamente.

En general, las aleaciones más utilizadas industrialmente son las que presentan una concentración en cobre entre un 4 y un 6%, ya que son las que responden más favorablemente a los tratamientos de endurecimiento.

En aleaciones de colada de aluminio con un 4% de cobre y a temperaturas por encima de la curva de solubilidad, se puede obtener unas microestructuras denominadas tipo “celulares” como consecuencia de una distribución no homogénea del cobre en la matriz de aluminio. El cobre se redistribuye en una manera compleja concentrándose en unas determinadas zonas. Dicha estructura se puede retener mediante procesos de temple. Mediante procesos de recocido a 150°C, la solución sólida se descompone en una solución sólida más un exceso de cobre en forma de clusters, que son los núcleos para la formación de los precipitados de Guinier- Preston de tipo I en forma de láminas de 5 Å de espesor y 100 Å de largo.

En la industria de aeronáutica y automoción se utilizan aleaciones Al-Cu con un mayor contenido en cobre (9 - 11%). Esto es debido a que estas aleaciones presentan unas buenas propiedades de moldeo, buena resistencia mecánica a elevadas temperaturas y una buena resistencia al desgaste. Estas características hacen que estas aleaciones sean adecuadas, por ejemplo, para la fabricación de pistones y bloques cilíndricos de los motores.

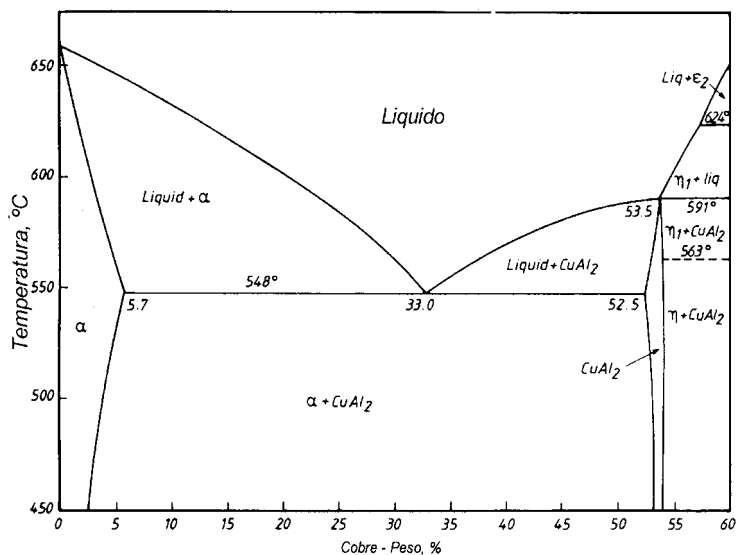


Fig. 1.12 Diagrama de equilibrio de fases binario aluminio-cobre

Aleaciones con contenido mayor del 14% no existen comercialmente, ya que presentan una gran fragilidad debido al alto porcentaje de intermetálico  $\text{CuAl}_2$  presente en la matriz.

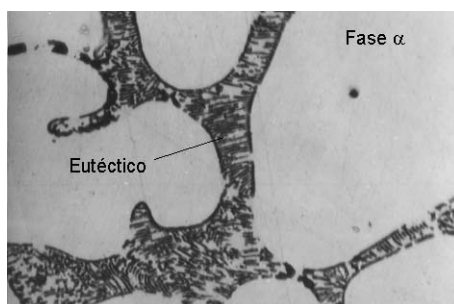


Fig. 1.13 Micrografía óptica de la microestructura de una aleación Al-10%Cu (400X)

### 1.6.2 Aleaciones aluminio-silicio

Las aleaciones de aluminio y silicio se utilizan cada vez más por sus excelentes propiedades de moldeo, buena soldabilidad y buena resistencia a la corrosión, incluso en ambientes marinos. La adición de silicio mejora notablemente la fluidez de la aleación durante la colada. Esto se debe a que el silicio tiene un retículo tipo diamante, no denso, donde cada átomo de silicio en estado sólido ocupa un espacio mucho mayor que en el estado líquido, por lo que al solidificar, la contracción es inferior a la de otras aleaciones y metales. En general, las aleaciones aluminio-silicio son más dúctiles y resistentes al choque que las aleaciones aluminio-cobre.

Como se puede observar en la figura 14, el sistema binario Al-Si forma un eutéctico a una temperatura de 577°C y a una composición de silicio del 11,7%, donde la microestructura está formada por una matriz de fase  $\alpha$  y una dispersión de fase  $\beta$  o silicio. Por ejemplo, en la figura 15 se muestra la microestructura de una aleación Al- 15% Si, donde se aprecia la existencia de cristales de silicio juntamente con la fase  $\alpha$ .

Al igual que en las aleaciones anteriores, la solubilidad del silicio en la matriz de aluminio es máxima a la temperatura del eutéctico. En condiciones de equilibrio la solución sólida de aluminio o fase  $\alpha$  tiene un contenido en silicio del 1,3 % a 550°C y baja hasta 0,05-0,008% a la temperatura de 250°C.

En estas aleaciones el silicio existente puede aparecer en dos formas:

- a partir de la precipitación de la solución sólida  $\alpha$
- a partir de una forma directa durante el proceso de solidificación

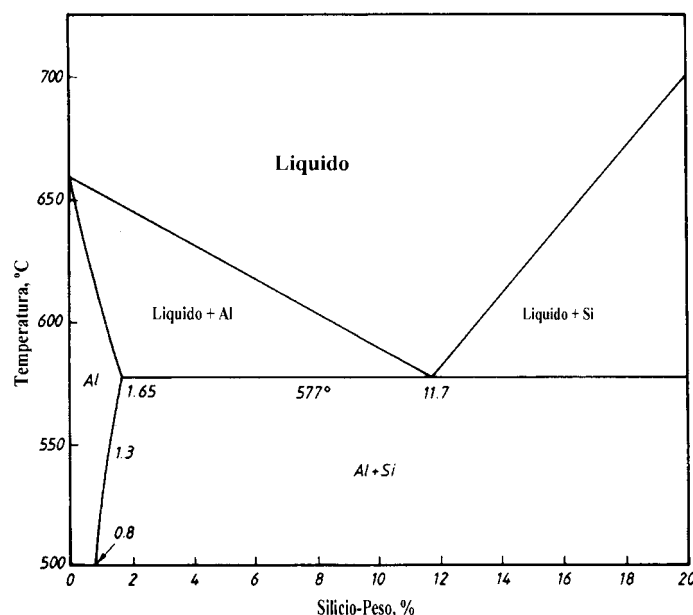


Fig. 1.14 Diagrama de equilibrio binario aluminio-silicio

Desde el punto de vista cristalográfico ambos son equivalentes, pero difieren en la forma y distribución. En procesos de colada, las aleaciones de Al-Si no suelen alcanzar estructuras totalmente en equilibrio y suele aparecer silicio libre en los lingotes.

Existen otros aleantes como el sodio y el hierro que se añaden al aluminio fundido para producir la reacción conocida como modificación. La adición de sodio evita la cristalización del silicio desplazando el punto eutéctico hacia la derecha (14% Si) y disminuyendo la temperatura del eutéctico. Desde el punto de vista microestructural, el sodio hace que el silicio cristalice de una forma dispersa y uniforme en vez de finas placas alargadas. La distribución del silicio en pequeñas

precipitados favorece las propiedades mecánicas de resistencia. Por ejemplo, si a una aleación Al-12%Cu se añade sodio, la resistencia a tracción del material moldeado aumenta de unos 4 a 7 Kg/mm<sup>2</sup>, y su alargamiento puede casi ser el doble.

Las principales ventajas de las aleaciones modificadas de Al-Si son sus excelentes propiedades de moldeo y propiedades físicas, siendo mejores que las aleaciones aluminio-zinc o que la aleación con 8% en cobre. Como desventaja, son aleaciones difíciles de mecanizar debido a su naturaleza abrasiva de las partículas de silicio.

El hierro es prácticamente insoluble en estas aleaciones y aparece formando un compuesto ternario  $\beta$  (Fe-Si). Si el contenido en hierro es menor del 0,6 %, dicho compuesto aparece como pequeñas agujas o placas en el eutéctico. En mayores proporciones, el aluminio se fragiliza empeorando en gran proporción las propiedades mecánicas.

Las aleaciones de aluminio-silicio se utilizan preferentemente en las industrias de fundición, debido a su alta fluidez y su reducido coeficiente de expansión térmica. Las aleaciones Al-Si para forja se utilizan para varillas para soldar y aplicaciones de arquitectura. Por ejemplo, la aleación 4032 que tiene un 11% Si y un 1% de Fe, Cu, Mg y W es una aleación que presenta un coeficiente de expansión térmica bajo. Es útil para aquellos tratamientos térmicos donde exista precipitación a elevadas temperaturas. Por ejemplo, se utiliza para la fabricación de turbinas de aviación.

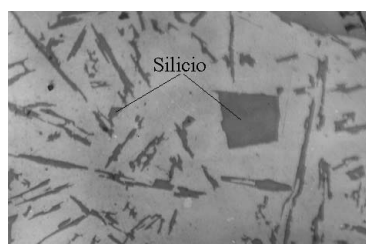


Fig. 1.15 Micrografía óptica de la microestructura de una aleación Al-15%Si (400X)

### 1.6.3 Aleaciones aluminio-magnesio

El magnesio endurece el aluminio con mayor facilidad que el manganeso y se puede añadir en mayores cantidades. Un porcentaje de magnesio del 0.8 % tiene un efecto endurecedor similar al obtenido con un 1,25% de manganeso. Las aleaciones de Al-Mg son más ligeras que el aluminio, poseen unas buenas propiedades de soldabilidad, excelente resistencia a la corrosión en ambientes marinos y se mecanizan con facilidad.

De acuerdo con el diagrama de la figura 16, el sistema Al-Mg forma un eutéctico a 450°C y a una composición del 35%. La solubilidad máxima del Magnesio es del 15.35% en el punto eutéctico y disminuye hasta el 2% a 100°C. Por tanto, son sistemas que permiten endurecerse por precipitación. La disminución de la solubilidad con la temperatura produce la expulsión del magnesio para formar el intermetálico  $Mg_2Al_3$ , que forma una red compleja cúbica centrada en las caras. El rango de temperaturas más óptimo para los tratamientos de precipitación del  $Mg_2Al_3$  oscila entre 200 y 300°C. Dicha precipitación ocurre preferencialmente en los planos cristalográficos {100} seguidos del {120}.

Por ejemplo, en la figura 17 se presenta una serie de micrografías donde se muestra la evolución de la microestructura de una aleación Al-10%Mg (0,1%Si, 0,25%Fe) endurecida mediante un proceso de precipitación. En la figura (a), que corresponde a la microestructura original, se observa la existencia de pequeñas agujas de  $Mg_2Si$  y  $Mg_2Al_3$  en los límites de grano de fase  $\alpha$ . En concordancia con el diagrama de equilibrio de fases, la fase mayoritaria es la fase  $\alpha$ . El  $Mg_2Si$  aparece por la presencia de impurezas de silicio. La figura (b) corresponde a la microestructura anterior sometida a un proceso de solubilización a  $430^\circ C$  durante 8 horas y templado en agua. Se puede ver que la fase  $\beta$  ( $Mg_2Al_3$ ) se ha disuelto prácticamente en la matriz de fase  $\alpha$ . Finalmente, en la figura c, que corresponde a la microestructura (b) envejecida a  $250^\circ C$  durante 4 horas, se observa cómo ha tenido lugar la precipitación de la fase  $\beta$  en forma de finos precipitados a lo largo de la matriz.

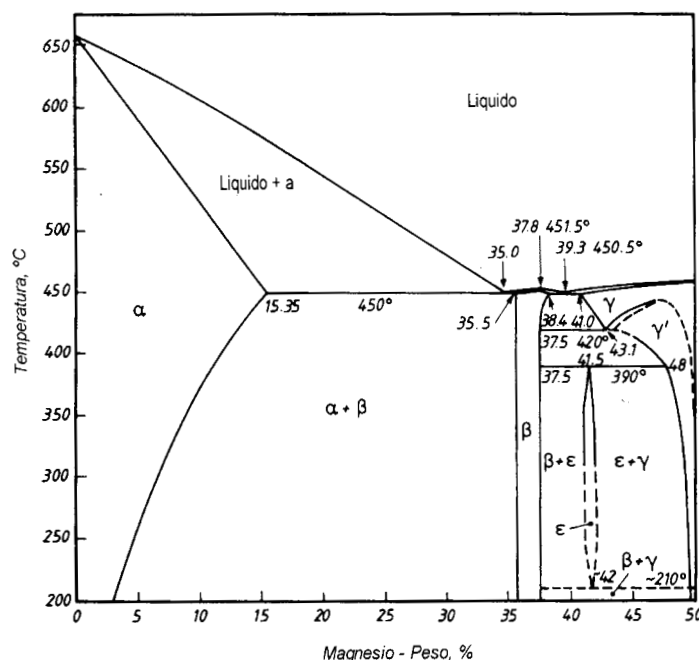


Fig. 1.16 Diagrama de equilibrio binario aluminio-magnesio

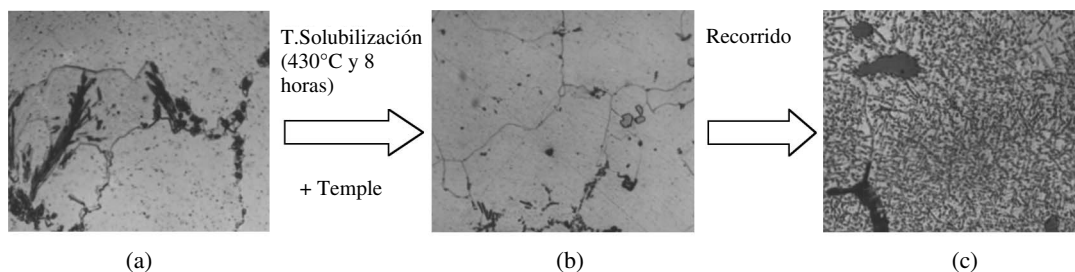


Fig. 1.17 Proceso de precipitación de la fase  $\beta$  ( $Mg_2Al_3$ ). (a) Original (b) Solubilización en fase  $\alpha$  y temple (c) Recocido



Las impurezas más usuales en estas aleaciones Al-Mg son el silicio y el hierro. El magnesio comercialmente puro puede llevar hasta un 0.5% de silicio, de tal forma que durante la primera adición de magnesio se produce la formación del intermetálico  $Mg_2Si$ , que aparece en forma de pequeñas partículas de color gris o azul. Las impurezas de hierro también tienden a formar intermetálicos del tipo  $FeAl_3$ . Por tanto, en las aleaciones Al-Mg es usual encontrar, además de las fases descritas en el diagrama de equilibrio, estos intermetálicos comentados anteriormente (figura 17).

El sodio es una impureza que debe ser evitada en las aleaciones destinadas para forja. En proceso de forja en caliente el sodio produce una fragilidad al originar poros y grietas. Para las aleaciones de colada, a veces se añade pequeñas cantidades de berilio al caldo metálico (0.03 a 0.001%) con el fin de reducir la oxidación del metal fundido y el contenido de hidrógeno. En el caso de las aleaciones destinadas para forja, la adición de pequeñas cantidades de berilio ayuda a neutralizar el efecto fragilizador que produce el sodio.

Las aleaciones Al-Mg se utilizan preferentemente en piezas ornamentales, en la fabricación de latas, utensilios caseros, postes de alumbrado, en náutica, tanques criogénicos y piezas de automoción.

#### 1.6.4 Aleaciones aluminio-cobre-silicio

Las aleaciones ternarias Al-Cu-Si suelen contener entre un 2-5% de cobre y un 2-10% de silicio. No obstante, el porcentaje de elementos suele variar según las propiedades deseadas. El cobre contribuye principalmente al aumento de resistencia mecánica, mientras que el silicio mejora la colabilidad de la aleación. Cuanto más complejo sea el proceso de colada, mayor es el porcentaje de silicio necesario para la aleación.

Aleaciones hipereutectoides con contenidos de silicio mayores del 12% se utilizan para la industria de la automoción en la fabricación de piezas como, por ejemplo, pistones de motores. Esto es debido a que, para estas concentraciones de silicio, éste se encuentra distribuido en la matriz en forma de cristales de silicio puro que confieren una propiedades tribológicas a la aleación excelentes. Esto se puede comprobar en la figura 18, donde se muestra la microestructura de una aleación Al-10%Cu-12%Si. Se observa la fase primaria de silicio juntamente con el eutéctico ternario  $\alpha + CuAl_2 + Si$ .

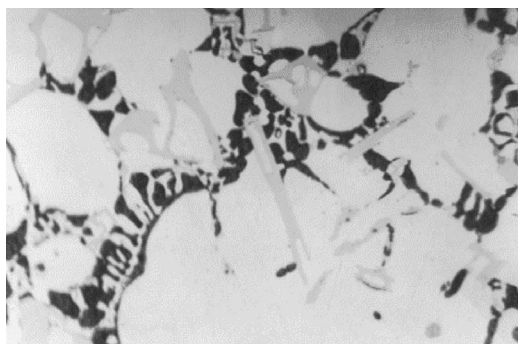


Fig. 1.18 Micrografía óptica de una aleación Al-10%Cu-12%Si. Se observa la fase primaria de silicio juntamente con el eutéctico ternario  $\alpha + CuAl_2 + Si$

### 1.6.5 Aleaciones aluminio-manganeso

De acuerdo con el diagrama de equilibrio Al-Mn de la figura 17, el aluminio forma un eutéctico con el intermetálico  $MnAl_6$  a la temperatura de  $685,5^{\circ}C$  y a una composición del 2% en Mn. La solubilidad del manganeso en la matriz de aluminio puede llegar hasta 1,82% a la temperatura del eutéctico y como se puede observar en la gráfica, la solubilidad disminuye con la temperatura. Por ejemplo, a  $600^{\circ}C$  la solubilidad disminuye hasta 0,95% y a  $500^{\circ}C$  llega al 0,35%.

El intermetálico  $MnAl_6$  tiene un 25,34% en peso de manganeso y se presenta con una estructura cristalina ortorrómbica. El manganeso es una impureza usual en el aluminio puro llegando a concentraciones entre 5 y 500 ppm. El manganeso disminuye la resistividad eléctrica y aumenta la resistencia mecánica tanto si esta en solución sólida como formando intermetálicos.

La presencia de manganeso aumenta la temperatura de recrystalización y previene el crecimiento de grano.

En general, las aleaciones 3XX.X suelen estar aleados con manganeso hasta una concentración de 1,2% y también con adición de magnesio. Este grupo de aleaciones se utiliza principalmente para la fabricación de contenedores de bebidas, intercambiadores térmicos, refrigeradores de aire, aceite y equipo químicos. La presencia de metales como el hierro, cromo o metales de transición se tienen que controlar, ya que, si no, puede precipitar intermetálicos durante la colada. Por ejemplo, en las aleaciones 3003 y 3004, el contenido en hierro y manganeso no deben superar el 2 y el 1,7% respectivamente, para evitar la formación de  $(Fe, Mn) Al_6$  durante el proceso de colado.

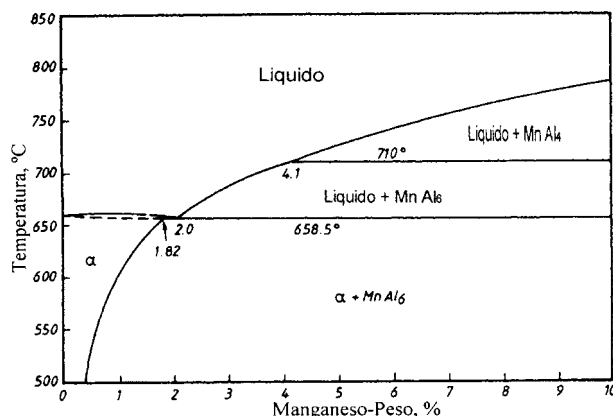


Fig. 1.19 Diagrama de equilibrio binario aluminio-manganeso

## 1.7 Forja de aluminio

### 1.7.1 Introducción

Las aleaciones de aluminio pueden ser forjadas en una gran variedad de formas y tipos de forjado. Se utilizan en aplicaciones más refinadas que las que se obtienen por forja en caliente de aceros aleados

o al carbono. Esto refleja las diferencias en el comportamiento de oxidación a altas temperaturas de las aleaciones de aluminio durante la forja, los avances en la ingeniería de forja del aluminio y el mayor coste de las aleaciones de aluminio frente a los aceros al carbono.

— Capacidad de forja

Comparadas con las aleaciones de base níquel-cobalto o las de titanio, las aleaciones de aluminio son considerablemente más susceptibles de forja, particularmente mediante equipos de procesos de forja convencionales, en los que las matrices se calientan a una temperatura de hasta 540°C. Sin embargo, existen algunas aleaciones de aluminio como la 1100 o la 3003 cuya forjabilidad es muy superior a la habitual, pero que, a pesar de todo, tienen una aplicación limitada en forja debido a que no pueden ser endurecidas mediante un tratamiento térmico.

— Efecto de la temperatura

La capacidad de forjado de las aleaciones de aluminio se incrementa con la temperatura, a la vez que hay una considerable variación en el efecto que ésta tiene según el tipo de aleación.

El rango de temperatura de forjado para la mayoría de las aleaciones es relativamente estrecho, normalmente menor de 55°C, y para ninguna aleación supera los 85°C. El obtener y mantener una temperatura adecuada del metal en la forja de las aleaciones de aluminio resulta un factor crítico.

— Efecto de la velocidad de deformación

La forja de aleaciones de aluminio se lleva a cabo en una gran variedad de equipos. La velocidad de deformación aplicada al metal varía considerablemente, desde muy rápida en equipos como martillos o prensas mecánicas, a relativamente lenta en equipos como prensas hidráulicas, y constituye un aspecto crítico para la consecución de una forja correcta de una aleación dada.

La elección de una determinada velocidad de deformación en un proceso de forja concreto y las diferencias en las velocidades inherentes a los distintos tipos de maquinaria afectan a los requerimientos de presión, la severidad de la deformación posible y, por supuesto, a la geometría o sofisticación de la pieza que se desea forjar.

— Efecto de la temperatura de la matriz

Al contrario que en la forja de algunos aceros, en todos los procesos de forja de aleaciones de aluminio se calienta la matriz con objeto de facilitar el forjado.

La criticidad de la temperatura de la matriz para la optimización del proceso depende del tipo de equipo que se emplee en la forja, del tipo de aleación a forjar, y de la severidad de la deformación o de lo complicada que sea la pieza o forja. Para procesos de deformación más lentos, como es el caso de forja en prensas hidráulicas, la temperatura de la matriz controla la temperatura del metal durante la deformación; el proceso es isotérmico, es decir, metal y matriz se encuentran a la misma temperatura durante la deformación. En cambio, en los procesos de velocidad de deformación más rápidos, como los de martillos o prensas mecánicas, la temperatura de la matriz es menor.

### 1.7.2 Procesado de la forja de aluminio

Las etapas comunes en la fabricación de cualquier forja de aluminio incluyen la preparación del material de forja, precalentamiento del mismo, calentamiento de la matriz, lubricación, el proceso de forjado propiamente dicho, el rebabado, conformado y la reparación, limpieza, tratamiento térmico y verificación.

#### 1.7.2.1 Preparación del material para la forja

La forja de aluminio se realiza tradicionalmente sobre fundición o laminado; principalmente barras forjadas o laminadas, barras extruídas y discos. La selección de un tipo de material u otro se basa en el tipo de proceso de forja, la forma de la forja, requerimientos en cuanto a propiedades mecánicas y coste. El serrado o el cizallado son los métodos más comúnmente empleados para cortar el material de forja en pequeñas longitudes susceptibles de forjar. También se puede emplear el corte abrasivo, pero es más lento que el serrado. El problema de éste es que genera unos extremos afilados o rebabas que pueden provocar la aparición de defectos en la forja del material en matriz cerrada. Por tanto, dichas irregularidades deben ser retiradas mediante una lijadora (*radiusing machine*). En la actualidad, ésta va acoplada a las sierras, que además incorporan sistemas de control automáticos que permiten obtener un preciso control de la longitud o el volumen de material de forja, y por lo tanto, del peso. Las cizallas se emplean para forja de piezas de gran volumen.

#### 1.7.2.2 Precalentamiento del material

Como hemos dicho, la temperatura del metal es un aspecto crítico en la forja de aluminio. Las aleaciones de aluminio forman una capa de óxido muy tenaz con el calentamiento. La formación de este recubrimiento es autolimitante, por lo que las aleaciones de aluminio no se descascarillan del mismo modo que las de acero. Sin embargo, la mayoría de las aleaciones de aluminio son susceptibles de captar hidrógeno durante el calentamiento, y por tanto, este aspecto también constituye un punto crítico que se debe controlar en el proceso de forja. Este hidrógeno procede principalmente de vapor de agua, como producto de combustión en los hornos, y para limitarlo se emplean determinados tipos de hornos, incluidos los que emplean atmósferas protectoras.

Como habíamos dicho, el control de la temperatura del metal es muy importante, a causa de que debemos movernos en un estrecho margen de temperaturas para forjar. Debido a esto, los hornos llevan incorporado algún tipo de control pirométrico para mantener la temperatura adecuada con una variación de unos 5°C. El tiempo de calentamiento de las aleaciones de aluminio varía dependiendo del grosor del material a forjar y de la capacidad del horno. Sin embargo, en general y debido a la elevada conductividad de las aleaciones de aluminio, los tiempos necesarios para el precalentamiento son menores que para otro tipo de forja.

#### 1.7.2.3 Calentamiento de la matriz

La matriz siempre se calienta en la forja de las aleaciones de aluminio a una temperatura que varía en función del tipo de equipo o maquinaria de forja y tipo de aleación que se emplee. La de la forja en matriz cerrada es la más crítica.

Para las aleaciones de aluminio, se utilizan sistemas de calentamiento remotos o bien sobre la matriz de la prensa. Los primeros suelen ser de gas y calientan la matriz lentamente antes de ser insertada en

el equipo de forjado. Los segundos varían dependiendo del tipo de equipo de forja utilizado, del tamaño de las matrices, del proceso y del tipo de forja, y pueden ser desde muy rudimentarios hasta de un importante nivel tecnológico, diseñados para mantener una tolerancia de temperatura muy estrecha en la matriz.

#### 1.7.2.4 Lubricación

La lubricación de la matriz es uno de los elementos críticos para la obtención de una forja correcta, y es objeto de mayor atención desde el punto de vista de ingeniería en cuanto a desarrollo tanto de lubricantes como de sistemas de aplicación de los mismos.

Los lubricantes empleados en forja de aleaciones de aluminio deberán responder a severas condiciones de servicio. Deberán ser capaces de modificar la superficie de la matriz para conseguir una reducción de fricción hasta el nivel deseado soportando las elevadas temperaturas del metal y la matriz, así como las fuertes presiones sin que tanto las superficies de la matriz ni la geometría de la forja se vean afectadas.

La composición del lubricante varía en función del proceso y el tipo de forja, siendo el principal elemento activo el grafito. Sin embargo, también se añaden otros componentes orgánicos e inorgánicos a las suspensiones para conseguir las propiedades adecuadas.

#### 1.7.2.5 Procesos y maquinaria de forja

La forja de las aleaciones de aluminio se lleva a cabo mediante todos los métodos actualmente disponibles e incluso a veces se pueden combinar varios para obtener la forma de forja deseada.

La selección del método óptimo para obtener una determinada geometría se basa en el tipo de diseño de la pieza y en el coste. Los métodos son los siguientes:

1. Forja en matriz abierta: Se emplea en la producción de un pequeño número de piezas normalmente. La cantidad que justifica el empleo de la forja en matriz cerrada varía considerablemente dependiendo de la forma y tamaño de la forja y de su aplicación.
2. Forja en matriz cerrada: La mayoría de la forja de aluminio se fabrica en este tipo de matrices. Los cuatro tipos de forja que se obtienen mediante este sistema son de preforma, convencional, de alta definición y de precisión. En ese orden, con cada uno de ellos se consigue una forma y dimensiones más parecidas a las finales, y un margen de tolerancias cada vez más estrecho. Incluso en la secuencia de fabricación del último de ellos es posible combinar la forja con mecanizado, haciendo innecesario el mecanizado, por parte del comprador.
3. Forja por recalado: Este tipo de forja se emplea normalmente para la fabricación de piezas caracterizadas por superficies de revolución, como tornillos, válvulas, rodamientos, ruedas dentadas y pistones. Este proceso se emplea para obtener directamente la pieza deseada, o bien puede ser una operación preliminar para reducir el número de impresiones, el desgaste de la matriz, o para economizar material cuando los productos van a ser acabados en una matriz de forja cerrada.

4. Forja por laminación: Puede utilizarse bien como una operación previa como en el caso anterior, para optimizar el empleo de material, o bien para reducir el número de operaciones posteriores en la forja de matriz cerrada. En este tipo de forja, el metal se conforma a su paso entre dos rodillos giratorios donde uno o los dos contienen una estampa.
5. Forja giratoria (*rotary forging*): Es una variante de las prensas mecánica o hidráulica de matriz cerrada en donde una o todas las matrices se hacen rotar llevando a una deformación progresiva del material. Se emplea en procesos de forja de aleaciones de aluminio en frío o en caliente para generar piezas con superficies de revolución, proporcionando una ajustada tolerancia en la forma final.
6. Forja de revolución (*spin forging*): Es una técnica relativamente nueva que combina la forja en matriz cerrada con forja de revolución, manejada mediante control numérico para conseguir tolerancias muy ajustadas en cuanto a simetría axial en piezas huecas, mediante forja en frío o en caliente. Debido a que este tipo de forja es acabado en un mandril, la parte interna no necesita mecanizado posterior, ya que se obtiene un contorno perfecto. En cambio, la parte externa puede fabricarse con la forma final o requerir un pequeño mecanizado, obteniéndose unas tolerancias mucho menores en cuanto a concentricidad que en las demás técnicas, y consiguiendo un ahorro de material.
7. Laminado de anillas: Este tipo de forja se emplea para fabricar formas anulares de sección cuadrada o redondeada susceptibles o no de mecanizado. La deformación aplicada genera una orientación de los granos del material en dirección tangencial o circunferencial. La ventaja económica de este tipo de proceso depende del volumen, tamaño y contorno de la forja, siendo más adecuado en algunas ocasiones la producción de los anillos mediante mandriladora o cortado de anillos a partir de secciones cilíndricas huecas.
8. Forja por mandril: Se emplea para generar piezas de simetría axial relativamente simples como anillos o formas cilíndricas el metal se conforma progresivamente normalmente en martillos o prensas hidráulicas y acabado con mandril. En este proceso, el grosor de la preforma se va reduciendo poco a poco a costa de un incremento progresivo del diámetro de la pieza. Conociendo el historial del material y mediante el control del proceso de forja, este tipo de piezas pueden fabricarse con una orientación de grano circunferencial o bien axial.
9. Extrusión inversa: Es una variante de la forja en matriz cerrada y puede emplearse para la fabricación de formas huecas de simetría axial. El nombre del proceso se debe a la dirección de movimiento del metal relativo al de la prensa. En la extrusión directa, el metal es extruido, normalmente hacia abajo, en la misma dirección que el movimiento de la prensa. En cambio, en este caso el movimiento relativo de ambos es opuesto.

La forja de aleaciones de aluminio, se lleva a cabo en una amplia variedad de equipos o maquinaria, desde martillos o prensas hasta maquinaria especializada. La elección de uno u otro equipo para una determinada forma de forja se basa en la capacidad del mismo, la geometría o complicación que presenta la pieza, el tipo de proceso y el coste.

La maquinaria que se utiliza generalmente engloba:

- Martillos, que se emplean en forja de matriz cerrada o abierta y que implican costes de fabricación relativamente bajos, a pesar de que el gasto energético es superior al necesario para la forja de acero. La velocidad de deformación que se consigue con este tipo de máquina es muy elevada, y por lo tanto se ha de controlar tanto la longitud del golpe como la fuerza y velocidad del mismo debido a la alta sensibilidad de las aleaciones de aluminio a la velocidad de deformación y a su naturaleza exótermica ante rápidos procesos de deformación. Normalmente los martillos se emplean en operaciones previas a la forja en matriz cerrada u otro tipo de procesos.
- Prensas mecánicas y de husillo, que se emplean principalmente en forja en matriz cerrada. Son las más adecuadas para la producción de piezas de tamaño moderado, gran volumen de producción y forma relativamente simple de modo que no necesite conformado posterior de forja abierta. Este tipo de prensas combinan el impacto con una acción de compresión más compatible con las características de las aleaciones de aluminio que las de los martillos. Las prensas de husillo se diferencian de las otras en que en éstas se puede tener un control sobre la velocidad de deformación que nos permitirá mejorar el control sobre el nivel de deformación de la aleación. Su aplicación más destacada es en la fabricación de palas de turbina.
- Prensas hidráulicas; este tipo de prensas son más lentas que las anteriores, sin embargo suelen ser más adecuadas que las otras para la producción de grandes series en forja en matriz cerrada o piezas de geometría complicada. El control que se tiene sobre la deformación del material en este tipo de prensa es mayor que en cualquiera de los otros casos, lo que la hace especialmente apropiada para la fabricación de forja convencional, de alta definición y de precisión neta en la que el control de la velocidad de deformación minimiza la resistencia de la aleación a la deformación, reduciendo los requerimientos de presión y facilitando la obtención de la forma deseada.

#### **1.7.2.6 Recortes, conformado y reparación**

Todos ellos son procesos intermedios necesarios para la obtención de la forma final deseada y el control del coste.

El recortado es necesario para retirar la rebaba generada en el proceso de forjado mediante un reglado en frío o en caliente o mediante serrado, troquelado o mecanizado dependiendo del tamaño, forma y volumen de la pieza fabricada.

El conformado es un proceso que a veces se combina con el forjado para conseguir la forma deseada en la pieza. Se consigue gracias a prensas mecánicas o hidráulicas o equipo específico de conformado que normalmente se integra como una parte más del equipo de forjado, con la prensa de forja.

La reparación se lleva a cabo como un paso intermedio entre las etapas del forjado y se hace necesaria para eliminar discontinuidades en la superficie de la forja generadas en las etapas anteriores. Normalmente este tipo de modificaciones se consigue mediante fresado manual, pulido, mecanizado y/o técnicas de desbastado.

#### **1.7.2.7 Limpieza**

La forja de aleación de aluminio debe ser limpiada tan pronto como sea posible mediante inmersión y aclarado en dos soluciones de sosa cáustica y ácido nítrico a temperaturas determinadas, después de

su fabricación. El tratamiento empleado es un tratamiento estándar que elimina el lubricante dejando la superficie con un color natural de aluminio.

#### **1.7.2.8 Tratamiento térmico**

Todas las aleaciones de aluminio de forja, exceptuando las series 1xxx, 3xxx, y 5xxx se calientan en un tratamiento de solución, se templen y se someten a un envejecimiento artificial para conseguir las propiedades mecánicas finales deseadas. Debido a la complejidad de la forma de las forjas de aluminio y a la variación de sección de ese tipo de piezas, el procedimiento de temple resulta particularmente crítico para la obtención de un resultado uniforme en cuanto a propiedades mecánicas y minimización de la distorsión. Por lo tanto, además del control que se ha de llevar a cabo en el tratamiento de solución, temperatura y tiempo de envejecimiento, las técnicas de temple también han de ser objeto necesariamente de procesos de control de temperatura.

#### **1.7.2.9 Verificación**

La verificación de la forja se lleva a cabo en dos pasos, durante la propia forja y al final del proceso. La verificación durante el proceso se aplica para determinar si el producto en fabricación satisface unos requerimientos críticos y para asegurarse de que el proceso de forja se está realizando correctamente. La verificación final, incluyendo el test mecánico adecuado, se emplea para comprobar que el producto final, es decir, la forja, cumple todas las especificaciones. Lo habitual para piezas forjadas de aleaciones de aluminio es hacer una comprobación dimensional, del tratamiento térmico y una evaluación no destructiva para comprobar su acabado superficial o su calidad interna.

#### **1.7.3 Materiales avanzados en la forja de aluminio**

Hasta ahora solo hemos hablado de la tecnología de forja basándonos en las aleaciones de forja comerciales. Sin embargo, existen tres importantes grupos de materiales avanzados de aluminio diseñados para mejorar la capacidad del aluminio en aplicaciones críticas, sobre todo aeroespaciales.

Aleaciones aluminio-litio, que permiten una reducción de peso importante en sus aplicaciones a la vez que la adición de litio aumenta el límite elástico. Son más caras que las aleaciones comerciales normales, por lo que se suelen forjar mediante procesos de alta definición y precisión para optimizar el empleo de material inicial y minimizar el mecanizado.

Aleaciones creadas mediante metalurgia de polvos prealeados basada en una rápida solidificación u otro tipo de tecnología de polvos como aleado mecánico (endurecimiento por dispersión). Según la composición dentro de este grupo, podemos encontrar aleaciones de alta resistencia, para trabajo a elevadas temperaturas o resistentes a la corrosión.

Materiales compuestos de matriz metálica discontinua de base aluminio que pueden ser fabricados por metalurgia de polvos o por metalurgia de lingote, donde a la matriz de aleación de aluminio se añaden partículas cerámicas como carburo de silicio o alúmina distribuidas de forma discontinua. La adición de estas partículas modifica sustancialmente las propiedades de la aleación, incrementando su límite elástico, módulo dinámico, resistencia mecánica, resistencia a la abrasión; mejorando su comportamiento a elevadas temperaturas; reduciendo su ductilidad y tenacidad de fractura, y todo ello sin afectar significativamente a la resistencia a la corrosión. Este tipo de compuesto puede ser



trabajado mediante cualquier técnica, incluidas forja y extrusión. En el forjado, la adición de las partículas mencionadas modifica el comportamiento a la deformación de las aleaciones e incrementa las tensiones de flujo.

## 1.8 Aleaciones de aluminio forjadas

Las aleaciones de aluminio para uso comercial se especifican como productos forjados y materiales fundidos. Los productos forjados incluyen estampaciones, extrusiones, placa, chapa, banda, barra, alambre, tubo y papel (lámina), mientras que las fundiciones pueden conseguirse en formas fundidas en arena, a presión y por gravedad. Las aleaciones pueden clasificarse en las que se pueden tratar térmicamente y las que no; es decir, las que son susceptibles de endurecimiento por precipitación y las que no. Los principales elementos de aleación añadidos al aluminio son cobre, magnesio, manganeso, silicio, níquel, hierro y titanio.

### 1.8.1 Influencia de la conformación por deformación plástica en el endurecimiento de las aleaciones de aluminio

Para las aleaciones de aluminio para forja y laminación endurecibles es de gran importancia práctica la combinación de tratamientos térmicos, conducentes al endurecimiento, con procesos de conformación en frío y en caliente. El proceso de endurecimiento es el mismo que el realizado en las aleaciones de aluminio fundidas. La combinación de conformación (en estado frío o caliente) con tratamientos térmicos se conoce con el nombre de tratamiento termomecánico. Los procesos de conformación en frío que suelen ir acoplados a un tratamiento de endurecimiento, después del enfriamiento y antes del almacenaje pero también, en algunos casos más raros después de un tratamiento cíclico de endurecimiento, se presentan frecuentemente en la fabricación y trabajo posterior de trabajos semielaborados. Estos tratamientos mecánicos realizados en la fabricación de semielaborados consisten en laminación en frío, estirado en frío, forja en frío en matriz abierta, estirado y enderezado, (realizado en máquinas endurecedoras por laminación, prensas para enderezar e instalaciones semejantes o a mano). Se realizan con alguno de estos fines:

- Para dar al producto semielaborado la forma que interese para su aplicación en servicio. En general, las formas más habituales son piezas perfectamente planas o bien con diferentes ángulos que se pueden obtener por procesos de doblado.
- Debido a los procesos de conformación plástica en frío, el material se endurece por acritud. Este endurecimiento provoca el aumento de la resistencia mecánica, de la dureza, del límite elástico del material y provoca a su vez una disminución en la plasticidad del material, reduciendo su ductilidad. Estas propiedades mecánicas se ven afectadas, en el mismo sentido, con los tratamientos térmicos de endurecimiento por precipitación. Asimismo, los procesos de endurecimiento por acritud afectarán a la propiedad de la conductividad eléctrica, haciendo al aluminio o a sus aleaciones menos conductoras a medida que la acritud introducida es mayor.
- Para eliminar, en parte, las tensiones propias que podrían influir en la estabilidad de la forma y, sobre todo, que pudieran ocasionar un alabeo posterior en el mecanizado con arranque de viruta.

Mediante la combinación del tratamiento de endurecimiento y la conformación en frío se consigue modificar las características mecánicas de la conformabilidad, de la conductividad eléctrica o de la estructura de grano en contraste con las que se obtendrían por un endurecimiento puro y único. Con vistas a un trabajo posterior interesa, sobre todo, convertir la conformidad necesaria de aleaciones endurecibles en un estado de conformidad más favorable.

La conformación en caliente, proyectada con precisión y acompañada muy a menudo de tratamientos térmicos posteriores sirve como tratamiento termomecánico para mejorar determinadas características como la dureza, la resistencia a la rotura, la resistencia a la fluencia y la resistencia a la fatiga. En la tabla III se puede apreciar la variación de los valores de dureza para la aleación AlCuMg1. Se pretende con ello conseguir un tamaño de grano de recristalización apropiado así como una distribución conveniente de defectos reticulares y precipitaciones. Se emplean especialmente estos tratamientos para las aleaciones de alta resistencia AlZnMgCu.

Conformación	Dureza Brinell HB
No conformado	72
Estirado 2%	80
Estirado 5%	85
Laminado 20%	97
Laminado 50%	132

Tabla 1.3 Influencia del proceso de conformado en la dureza de la aleación AlCuMg1

### 1.8.2 Conformación en frío y endurecimiento en frío

Una conformación en frío entre el enfriamiento y el almacenamiento en frío acelera, en general, el curso del endurecimiento, es decir, la resistencia a la tracción y el límite elástico 0.2% aumentan más rápidamente que cuando el material no se ha deformado. Esto sucede particularmente en el comienzo del almacenamiento en frío. Si el almacenamiento en frío continúa, el efecto de la conformación en frío realizada previamente puede actuar de forma retardada. En algunos materiales puede suceder, según el grado de conformación, que el material conformado y a continuación endurecido en frío no alcance los valores de resistencia a la tracción del material endurecido en frío y no conformado. El curso del endurecimiento después de una conformación en frío para la aleación AlCuMg1 se representa en la figura. 18.

El aumento del límite elástico de la aleación AlCuMg1 conformada en frío es menos que el aumento del mismo límite para el material sin conformar. Esta influencia de la conformación en frío se encuentra también, aunque en menor medida, en las aleaciones AlCuMg2 y AlZnMgCu0.5.

Un factor de influencia importante además del grado de conformación es el momento en que se realiza la conformación en frío después del enfriamiento. Cuanto más tarde se consiga la compactación en frío después del enfriado, tanto menor es, en general, su influencia en el endurecimiento en frío. Una conformación en frío realizada en un material totalmente endurecido en frío conduce a otro aumento de los valores de la resistencia por compactación en frío, los cuales se superponen al aumento de resistencia conseguido por endurecimiento.

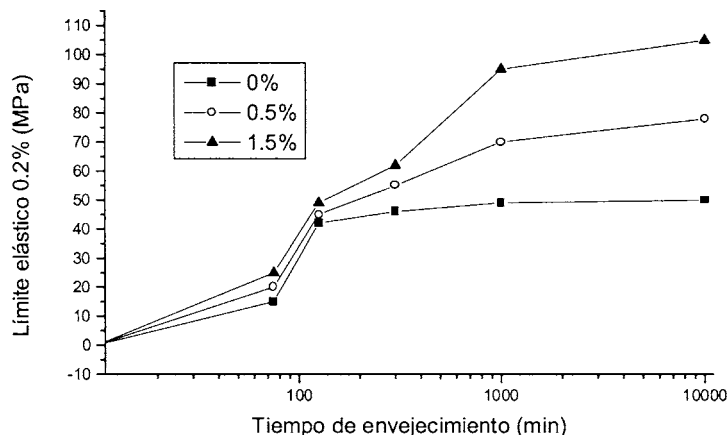


Fig. 1.20 Variación del límite elástico de un alambre de 0.5 mm de diámetro de la aleación AlCuMg1 después del recocido de disolución con diversos grados de conformación y diferentes tiempos de almacenaje

De las consideraciones precedentes, se obtienen para la práctica las siguientes conclusiones:

- Los procesos de enderezamiento después del enfriamiento deben realizarse de tal modo que el endurecimiento en frío sea influenciado lo menos posible (intervalo de tiempo después del enfriamiento, antes de realizar el enderezamiento, grado de conformación).
- El estirado y recalcado en frío, para eliminación de tensiones internas, (originadas por el enfriamiento después del recocido de disolución) deben mantenerse en grados de conformación en frío relativamente pequeños. También, en este caso, deben ser elegidos los grados de conformación de manera que se puedan conseguir los valores de resistencia mecánica deseados mediante el almacenamiento en frío siguiente;
- Mediante una conformación en frío después de finalizado el endurecimiento en frío puro se consiguen valores más altos de resistencia mecánica que con un simple endurecimiento en frío; en este caso es inevitable un retroceso considerable de los valores del alargamiento a rotura.

### 1.8.3 Conformación en frío y endurecimiento por precipitación

Cuando se realiza una conformación en frío después del enfriamiento, se consiguen los valores máximos de la resistencia a la tracción y el límite elástico mediante un almacenamiento en frío durante menos tiempo que cuando se realiza éste sin una conformación en frío previa. A causa de la compactación en frío, aumenta el número de defectos reticulares. Con ello se facilita la formación de núcleos de las fases de precipitación. Exactamente como en el endurecimiento en frío, puede también en este caso, impedir una conformación en frío para que no se alcancen los máximos valores de resistencia del material no conformado y endurecido térmicamente. Los valores máximos alcanzables de resistencia a la tracción y del límite elástico dependen, si la temperatura de almacenamiento es constante, del grado de los conformación en frío precedente, así como de una permanencia eventual a temperatura ambiente antes de la conformación en frío. Así pues, a veces puede ser conveniente, para

eliminar la influencia desfavorable que produce el almacenaje a temperatura ambiente sobre el almacenamiento térmico en chapas de AlMgSi1, que se empieza lo antes posible con el almacenamiento térmico después del enfriado, el cual debe interrumpirse para enderezar las chapas a temperatura ambiente y a continuación terminar con el almacenamiento térmico.

En la fabricación de placas integrales, se mecaniza con arranque de viruta hasta el 90% del volumen de la placa después del almacenamiento térmico. Mediante el almacenamiento térmico no se pueden eliminar la mayor parte de las tensiones propias originadas en el enfriamiento a causa de la limitación de la temperatura del almacenaje utilizada, de tal manera que las placas se alabeen en el mecanizado. Para destruir en su mayor parte estas tensiones propias, se someten tales placas a estirado del 1 al 3 % después del enfriamiento y antes del almacenamiento térmico. Un conformado en frío (estirado o recalado) del 1 al 3 % después del enfriado lleva consigo una resistencia elevada contra la corrosión bajo tensión, debido a que se eliminan en su mayor parte las tensiones surgidas en el enfriado. Otro ejemplo, tomado de la experiencia, es la fabricación de alambres de E-AlMgSi. Mediante combinación de almacenamiento en frío con formación en frío y almacenaje técnico se consiguen las características deseadas, como son alta conductividad eléctrica simultáneamente con elevados valores de resistencia mecánica.

#### 1.8.4 Aleaciones de aluminio forjadas no tratables térmicamente

Las aleaciones de este grupo pueden endurecerse sólo por trabajo en frío y el único tratamiento térmico que se les puede dar es recocer para ablandar el material trabajado en frío y esto lleva a cabo generalmente entre 350°C y 400°C. Algunas de las formas de los productos (chapa y banda) se pueden conseguir con distintos grados de trabajo en frío, por ejemplo, blando, medio duro, duro.

Estas aleaciones poseen una buena resistencia a la corrosión. Las dos principales aleaciones de este grupo son:

— Aleación de aluminio con 1.25% de manganeso

El manganeso es parcialmente soluble en aluminio sólido y la aleación con un 1.25% de manganeso es significativamente más resistente que el aluminio comercialmente puro y también tiene mejor resistencia a la corrosión. Sus usos principales son en forma de chapa para techumbre y revestimiento de edificios y para la producción de edificios y para la producción de utensilios domésticos tales como ollas a presión.

— Aleación de aluminio con contenidos entre el 2 y el 7% de magnesio

El magnesio también muestra una limitada solubilidad sólida y endurece el aluminio más que el manganeso. Las aleaciones de aluminio/magnesio se pueden soldar fácilmente y tienen buena resistencia a la corrosión, especialmente para la corrosión marina, de tal manera que se usan ampliamente en la construcción de barcas y buques. Otros usos incluyen la producción de barriles de cerveza, vasijas para leche y diversos contenedores.

### 1.8.5 Aleaciones de aluminio forjadas tratables térmicamente

A continuación se tratará brevemente sobre el comportamiento en la fase de endurecimiento de las aleaciones para forja y laminación más importantes.

— Aleaciones de aluminio-cobre-magnesio y Aleaciones de aluminio-cobre-silicio-manganeso

Las aleaciones AlCu2.5Mg0.5, AlCuMg1, AlCuMg2 y AlCuMgPb se templean generalmente en frío debido a que, en el estado endurecido térmicamente, hay que contar con una menor resistencia a la corrosión. Teniendo en cuenta que estas aleaciones, en particular AlCuMg1 y AlCuMg2, se encuentran aleadas casi en el límite de la solubilidad, es necesario realizar el recorrido de disolución a la máxima temperatura posible. La limitación de la temperatura de recocido hacia arriba viene condicionada con el punto de fusión de las fases de la aleación de más bajo punto de fusión. Por eso el campo de la temperatura a utilizar se encuentra fuertemente limitado, hallándose entre 495 y 505° (en alguna aleaciones hasta 510° C).

Las aleaciones AlCuMg se enfrían habitualmente en agua fría. El enfriamiento debe realizarse inmediatamente después del recocido de disolución con objeto de evitar una precipitación incontrolada. El intervalo de temperaturas, entre unos 250 y 450° C, debe ser recorrido rápidamente a fin de que no se forme ninguna precipitación en los bordes del grano, que provocaría una tendencia a la corrosión intercrystalina.

Según puede deducirse del curso de endurecimiento se puede, durante las dos primeras horas después del enfriamiento, conformar, con ciertas limitaciones, cómo puede ser un enderezado del material. Dejando las piezas a temperaturas alrededor de 0°C, se puede conformar pasadas de 30 a 40 horas después del enfriado. Mediante un enfriamiento a -15°C e incluso hasta -20°C, después del enfriado, se detiene ampliamente el endurecimiento. Por este procedimiento se puede conformar incluso hasta 6 días después del templeado y enfriamiento. Esto se aplica, por ejemplo, para remaches de aleación AlCuMg1.

La conformación en frío entre el enfriado y el almacenaje disminuye el efecto de endurecimiento. La figura 21 presenta un mínimo de resistencia a la tracción de una plancha de AlCuMg1 alcanzada después del endurecimiento para un grado de estirado aproximadamente del 5%.

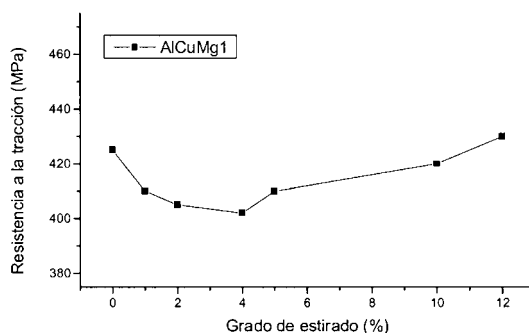


Fig. 1.21 Influencia de la conformación en frío después del enfriado, en el endurecimiento en frío de la aleación AlCuMg1; temperatura del recocido de disolución 500°C, almacenamiento en frío 8 días a temperatura ambiente. (según Brenner y Scharf)

La resistencia a la tracción crece de nuevo al aumentar el grado de estirado y alcanza, aproximadamente con el 12%, los valores conseguidos en probetas no estiradas.

Al aumentar el grado de estirado aumenta constantemente la porción de compactación correspondiente al aumento de la resistencia. Por lo contrario, el aumento de resistencia que se consigue mediante el temple al aumentar el grado de estirado desciende primeramente hasta un 5% con bastante intensidad y, pasado el 5%, de modo más moderado.

Las aleaciones AlCuSiMn y AlCuBiPb se endurecen tanto en caliente como en frío. La resistencia a la corrosión de esas aleaciones no queda influenciada esencialmente cuando se endurecen térmicamente, de tal manera que nos podemos beneficiar del aumento de la resistencia mecánica conseguida a través del endurecimiento térmico.

Los materiales recubiertos se pueden tratar como los no recubiertos; no obstante, se debe mantener la duración del proceso de endurecimiento tan poco como sea posible, para no reducir la estabilidad química. Cuando se realiza un proceso prolongado, aumenta la cantidad en cobre difundido desde el material base hacia el recubrimiento, lo cual perjudica la resistencia a la corrosión.

#### — Aleaciones de aluminio-magnesio-silicio. AlMgSi

Las variantes de este grupo de aleaciones, a saber: AlMgSi0.5, AlMgSi0.7, AlMgSi1 y AlMgSiPb, se pueden endurecer en frío y en caliente. Los máximos valores de resistencia se consiguen en las aleaciones AlMgSi mediante endurecimiento en caliente. Los tratamientos adecuados se realizan entre 520 y 540°C.

En contraste con la aleación AlMgSi1, las velocidades de enfriamiento necesarias para la obtención de la solución sólida sobresaturada, se logran a menudo, en el caso de la fabricación de productos extrusionados de AlMgSi0.5 y AlMgSi0.7, por la acción de una corriente de aire o de agua nebulizada aplicada directamente en la prensa de extruir.

De esta forma se puede ahorrar el recocido de disolución después del extrusionado. Si el material endurecido en frío se somete a un almacenaje térmico subsiguiente, continúan aumentando la resistencia a la tracción y el límite elástico 0,2% aunque con más lentitud. Materiales más altamente aleados (con Mg y con contenidos de Si mayores o iguales de 0,9%) no alcanzan así los valores del almacenamiento térmico puro, en tanto que los que tienen un menor grado de aleación presentan un efecto positivo con un almacenaje previo en frío.

La disminución del efecto del endurecimiento térmico aparece ya por almacenaje previo a temperatura ambiente de corta duración, siendo escasa la influencia de un almacenaje previo más prolongado a temperatura ambiente. El descenso en los valores de resistencia mecánica por un almacenaje previo a temperatura ambiente de las aleaciones AlMgSi con contenidos de Mg y Si a partir de 0.9% se puede evitar mediante un almacenaje térmico de corta duración, realizado directamente después del enfriado. La temperatura de este almacenaje previo térmico no requiere ser idéntica a la temperatura de endurecimiento térmico propiamente dicha; puede ser, incluso, más baja.

La conformación en frío inmediatamente después del enfriado acelera, en general, el proceso de endurecimiento. Si se realiza a continuación un almacenaje térmico, se alcanzan los máximo

valores para la resistencia a la tracción y el límite elástico del 0.2% en mucho menos tiempo, pero sin embargo no son más bajos que cuando se almacene térmicamente sin conformación previa en frío.

— Aleaciones de aluminio-zinc-magnesio. AlZnMg

El campo de temperatura usual para el recocido de disolución de aleaciones AlZnMg se halla más bajo que otras aleaciones para forja y aleación endurecibles sin Zn. La temperatura del recocido de disolución no tiene ninguna influencia notable en el campo de temperatura situado entre 350 y 500°C sobre los valores de resistencia alcanzados en el endurecimiento y se halla, preferentemente, entre 450 y 480°C. Este comportamiento favorable se aprovecha en la industria para realizar, en un sólo calentamiento, el recocido de disolución y la conformación en caliente, como es el caso en la fabricación de perfiles extrusionados de AlZn4.5Mg1.

Un rasgo esencial de la aleación AlZn4.5Mg1, digno de señalar, es la poca sensibilidad al enfriamiento. La velocidad de enfriamiento después del proceso de temple influye muy poco sobre los valores de resistencia obtenidos después del almacenaje.

Se consigue el endurecimiento de la aleación AlZn4.5Mg1 después de un enfriamiento al aire, prácticamente con los mismos valores para el límite elástico del 0.2% que cuando se realiza un enfriamiento en agua después del recocido de disolución. La sensibilidad al enfriamiento depende, entre otras cosas, de la suma de zinc y magnesio y de la relación de zinc y magnesio. La aleación AlZnMg3, que ya no está normalizada, con un mayor contenido de zinc y magnesio, alrededor del 30% y con una menor relación entre zinc y magnesio, alrededor del 50%, era notablemente más sensible al enfriamiento.

Con respecto a la resistencia frente a la corrosión por grietas bajo tensión, es ventajoso según sea el espesor de la pared, un enfriamiento en agua caliente, hasta unos 80°C, o un enfriamiento en aire.

La resistencia frente a la corrosión en las grietas producidas por tensiones aumenta, especialmente, por el almacenamiento térmico o escalonado. Un sobreendurecimiento (sobreenvejecimiento) que se consigue aumentando la duración del almacenamiento térmico muy por encima de los máximos valores de resistencia se muestra favorable para la resistencia contra la corrosión en las grietas producidas por tensiones. Como contrapartida a la merma en resistencia mecánica, existe un aumento considerable en la resistencia frente a la corrosión en las grietas producidas por tensiones.

La escasa sensibilidad al enfriamiento y el amplio campo de la temperatura del recocido de disolución hacen que sea posible endurecer de nuevo las zonas sometidas a la influencia del calor durante la soldadura de material endurecido, que se hayan ablandado, sin que para ello sea necesario un nuevo recocido de disolución. La permanencia temperatura ambiente durante 3 meses tiene como consecuencia que el material endurecido en frío recupere de nuevo las propiedades resistentes. Con objeto de acelerar el endurecimiento, se almacena a temperatura algo superior, por ejemplo 60 h. a 60°C o 24 h. a 120°C. El almacenaje de 60 h. a 60°C da un estado de endurecimiento en frío estable; el almacenaje de 24 h. a 120°C se halla ya en el campo del endurecimiento térmico y es ventajoso desde el punto de vista de la resistencia frente a la corrosión por grietas bajo tensión y de la corrosión por capas.

Cuando se realizan trabajos de conformación o soldadura, se debe tener en cuenta que el intervalo de temperatura de 200 a 300°C se recorra rápidamente, ya que una permanencia mayor en este intervalo de temperaturas disminuye la capacidad de un nuevo endurecimiento.

El endurecimiento térmico de AlZn4.5Mg1 se favorece, al contrario que la AlMgSi1, mediante un almacenamiento previo a la temperatura ambiente, con respecto a los valores resistentes máximos alcanzables. Otra elevación de la resistencia a la tracción y del límite elástico 0.2% se puede provocar por un almacenaje escalonado. Este tratamiento se realiza en la aleación AlZn4.5Mg1, primera temperatura entre 90 y 100°C y luego, entre 145 y 155°C.

— Aleación de aluminio-zinc-magnesio-cobre. AlZnMgCu

Las aleaciones más importantes de este género son AlZnMgCu0.5 y AlZnMgCu1.5. Las temperaturas del recocido de disolución se hallan preferentemente en el campo entre 460 y 480°C. La sensibilidad al enfriamiento es mayor que en la AlZn4.5Mg1, a causa de los mayores contenidos de aleación y especialmente de las adiciones de cobre y cromo. Para conseguir un estado de la estructura resistente a la corrosión por grietas bajo tensión y que al mismo tiempo posea elevados valores resistentes, se almacenan estas aleaciones preferentemente con calor o de modo escalonado. Para conseguir elevada resistencia a la corrosión por grietas bajo tensión es preciso que las aleaciones de AlZnMgCu estén sobreendurecidas. A la primera etapa de almacenaje a 105 o a 135°C respectivamente le sigue una segunda a temperatura más elevada, entre 160 y 190°C; independientemente de los valores para la resistencia a la tracción y el límite elástico, conseguidos después del almacenaje, se alcanzan después de la segunda, a temperaturas más altas y tras un retroceso inicial de la resistencia a la tracción y el límite elástico, casi los mismos valores máximos de resistencia. Los tiempos necesarios para conseguir valores máximos de resistencia disminuyen a medida que aumentan las temperaturas de almacenaje.

## 1.9 Referencias

1. ASM Hand Book, Formerly Tenth Edition, Metals Handbook Volume 2. Properties and Selection: Non Ferrous Alloys and Special-Purpose Material. ASM international E.E.U.U. (1990)
2. Christian Vargel and C. Crussard: *El comportamiento del aluminio y sus aleaciones*. Editorial Urmo, S.A. de Ediciones. España. (1981)
3. F. King: *Aluminium and its alloys*. Ellis Horwood Series in Metals and associated Materials. (1987)
4. F.R. Morral, E. Jimeno y P. Molera: *Metalurgia General*. Tomo II. Editorial Reverté S.A. España. (1985)
5. R.E. Reed-Hill: *Principios de Metalurgia Física*. Compañía Editorial Continental, S.A. Mexico. (1980)
6. Hufnagel W.: *Manual del Aluminio*. Ed. Reverté, Barcelona (1992)
7. Smithells C.J.: *Metals Reference Book* Butterworths, London (1976)
8. Van Horn K.R.: *Aluminium Bd. 1 Properties, Physicall Metallurgy and Phase Diagrams*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio (1967)





## 2 Titanio

### 2.1 Historia del titanio

El titanio es un elemento que se puede encontrar en cualquier punto del universo. Ha sido detectado en las estrellas, en el polvo interestelar, en meteoritos y en la corteza de la Tierra.

El titanio es el noveno elemento más abundante en la corteza de la Tierra, con un 0,8 % en peso, si bien no es tan frecuente su existencia en concentraciones que hagan económicamente viable su extracción. Está presente en numerosas rocas ígneas y en los sedimentos derivados de ellas, y también en muchos silicatos reemplazando al silicio. Los minerales que muestran una mayor concentración de este metal son el rutilo ( $\text{TiO}_2$ ) y la ilmenita ( $\text{FeO} \cdot \text{TiO}_2$ ), además de la anatasa y la brookita (ambas son también  $\text{TiO}_2$ ).

El titanio fue descubierto por el sacerdote y mineralogista inglés William Gregor en 1791, mientras estudiaba unas arenas negras procedentes de la zona de Cornualles. En la ilmenita procedente de esta fuente halló el óxido de un nuevo metal. En 1795, el alemán M. H. Klaproth redescubrió el mismo elemento en el rutilo, y le dio el nombre de titanio, derivado de la palabra latina *titans*.

En 1887 Nilson y Pettersson obtuvieron una muestra impura de titanio. A pesar de que se intentó obtener este metal en forma pura (99,9 %) durante mucho tiempo, no se consiguió una muestra pura de titanio hasta el año 1910, cuando M. A. Hunter calentó una mezcla de sodio y el compuesto  $\text{TiCl}_4$  en una bomba de acero, de forma que redujo el cloruro y consiguió una muestra pura de metal, si bien en una cantidad muy pequeña.

### 2.2 Obtención del titanio

En 1937 el doctor Wilhelm Kroll, en asociación con Siemens y Helske, desarrolló un proceso para la obtención de titanio consistente en la reducción del compuesto tetracloruro de titanio con magnesio molido, en una atmósfera de argón para evitar la oxidación. Este fue el primer proceso que permitió la obtención de cantidades apreciables de titanio puro, y se sigue utilizando mayoritariamente en la actualidad. El proceso consta de los siguientes pasos:

- Obtención de tetracloruro de titanio por cloración a  $800^\circ\text{C}$ , en presencia de carbón, mediante la reacción:



- Se purifica el tetracloruro de titanio mediante destilación fraccionada.
- Se reduce el  $\text{TiCl}_4$  con magnesio o sodio molido en una atmósfera inerte, con la reacción:



- El titanio forma una esponja en la pared del reactor, la cual se purifica por lixiviación con ácido clorhídrico diluido. El  $\text{MgCl}_2$  se recicla electrolíticamente.
- Se compacta la esponja resultante. Si se reduce el  $\text{TiCl}_4$  mediante sodio en lugar de magnesio, la esponja resultante es granular, lo que facilita el proceso de compactación.
- Se funde la esponja en un horno con un crisol de cobre refrigerado, mediante un arco eléctrico de electrodo consumible en una atmósfera inerte.
- Si se desea mejorar la pureza y homogeneidad del lingote, se repite el paso anterior.
- Se realiza un primer procesado, en el cual los lingotes se convierten en productos generales de taller.
- Se realiza un segundo procesado, en el que se obtienen las formas acabadas de los productos realizados.

Otro método, desarrollado con posterioridad, se basa en la purificación del titanio mediante descomposición con yodo, pero es poco usado industrialmente, y se usa básicamente para la preparación de titanio de muy alta pureza para investigación. El proceso es el siguiente:

- El titanio crudo se hace reaccionar con yodo en atmósfera inerte para formar yoduro de titanio.
- El yoduro de titanio se descompone en la superficie de un hilo de titanio calentado, el cual actúa como núcleo para el crecimiento de una barra cilíndrica, compuesta de cristales de titanio de alta pureza.

La tabla 2.1 muestra los diferentes grados de pureza del titanio si es obtenido mediante el método Kroll o el método de formación de yoduro.

Elemento (%)	Ti (yodo)	Ti (Kroll)
Mg	0.01	0.13
Si	0.01	0.05
Al	0.02	-
Fe	0.01	0.20
Ni	0.01	-
Co	-	0.02
Cr	0.01	-
Mn	0.005	0.02
C	0.01	0.08
N	0.02	0.04
O	0.02	0.11

Tabla 2.1 Pureza del titanio obtenido mediante el método del yoduro y el método Kroll

Otros métodos comerciales existentes son el proceso basado en la reducción por sodio, o proceso Hunter, el proceso de reducción directa del óxido y el proceso electrolítico.

A pesar del desarrollo del método Kroll, las posibilidades que ofrece el titanio no fueron conocidas hasta 1943. En dicho año, durante la II Guerra Mundial, la Oficina de Minas alemana, al investigar el proceso desarrollado por Kroll, comenzó a entrever las potencialidades del titanio. En 1946, una vez acabada la guerra, y con el Dr. Kroll como miembro de la dicha Oficina de Minas, este organismo publicó el primer gran informe sobre el metal, titulado *Metallic Titanium and its alloys*, en el que se indicaban las interesantes propiedades y características de este metal.

## 2.3 Propiedades del titanio

### 2.3.1 Propiedades físicas

El titanio natural es un elemento común en la corteza terrestre. Es un elemento de transición, como el hierro, el níquel o el cobalto, con una estructura electrónica:

$$1s^2, 2s^2, 2p^6, 3s^2, 3p^6, 3d^2, 4s^2$$

la cual es característica de este grupo de elementos, con su capa *d* incompleta. Dicha estructura electrónica permite que el titanio forme soluciones sólidas con muchos elementos sustitucionales, con un factor de tamaño atómico de hasta un 20 %. Esto propicia los tratamientos térmicos con transformación parcial.

Desde un primer momento ha sido clasificado como metal ligero, a pesar de que su densidad es la mitad de la del hierro y es doble a la del aluminio, debido a su excelente relación entre resistencia/densidad. Las propiedades físicas del titanio se resumen en la tabla 2.2.

Entre sus propiedades físicas, es de destacar su alto punto de fusión, el cual indicó a los primeros investigadores del titanio las posibilidades de uso de este metal en condiciones de trabajo a altas temperaturas, como fuselajes de avión o álabes de turbinas de gas. También son destacables su baja capacidad térmica, comparable a la del acero inoxidable, y sus bajos coeficientes de conductividad y dilatación térmica.

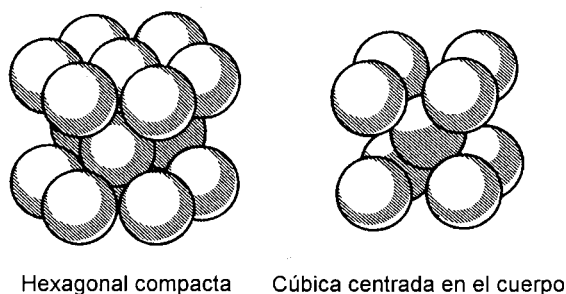


Figura 2.1 Estructuras cristalinas HCP y BCC

Propiedades	Valor
Número atómico	22
Peso atómico	47.88
Volumen atómico	10.6 W/D
Radio covalente	1.32 Å
Primer potencial de ionización	6.83 eV
Valencia	2, 3, 4
Punto de fusión	1670 ± 5°C
Punto de ebullición	3260°C
Estructura cristalina	α (HCP) para T < 882°C β (BCC) para T > 882°C
Parámetros de red cristalina	α: c= 0.468 nm; a= 0.295 nm β: a= 0.332 nm (a 900°C)
Temperatura de transición α-β	882 ± 2°C
Densidad	fase α (20°C): 4.507 g/cm <sup>3</sup> fase β (885°C): 4.35 g/cm <sup>3</sup>
Capacidad calorífica	523 J/Kg.°C
Conductividad térmica	17 W/m°C
Coefficiente de expansión térmica (a 20°C)	8.41 x 10 <sup>-6</sup> °C <sup>-1</sup>
Conductividad eléctrica	0.031 la del Cu
Resistividad eléctrica	0.0026°C
Susceptibilidad magnética (K)	1.25 x 10 <sup>-6</sup>

Tabla 2.2 Propiedades físicas del titanio

El titanio presenta transformación alotrópica, la cual permite que se puedan realizar tratamientos térmicos con transformación total. A temperatura ambiente, el titanio puro presenta una estructura cristalina hexagonal compacta (HCP), llamada fase α. Por encima de los 882°C, dicha estructura cristalina sufre una transformación alotrópica, y se convierte en una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC), llamada fase β.

El titanio es un mal conductor de la electricidad. Es treinta veces peor conductor que el cobre, y diez veces peor conductor que el aluminio. Debido a esto, el titanio no es usado en el transporte de electricidad. (cabe citar que la aleación Ti-Nb es usada en aplicaciones de superconducción, debido a sus excelentes propiedades superconductoras a bajas temperaturas).

Material	Conductividad (%)
Cobre	100
Aluminio	30
Acero inoxidable	3.5
Titanio	3.1

Tabla 2.3 Conductividades de diversos materiales relativas a la del cobre

Respecto a sus propiedades magnéticas, el titanio puede ser clasificado entre los materiales que son paramagnéticos. Esto implica que el titanio es ligeramente atraído por un campo magnético, ya que su susceptibilidad magnética ( $K$ ) es muy pequeña y positiva.

### 2.3.2 Propiedades químicas

El titanio tiene cinco isótopos, con pesos atómicos comprendidos entre 46 y 50, todos ellos estables. El más abundante es el Ti-48. Además se conocen cuatro isótopos inestables.

Peso atómico	Proporción (%)
46	8.0
47	7.8
48	73.4
49	5.5
50	5.3

Tabla 2.4 Isótopos del titanio y abundancia relativa

Como es característico en los elementos de transición, el titanio presenta una valencia variable entre el estado bivalente, trivalente y tetravalente. El mayor número de compuestos se da con la valencia tetravalente, pero se pueden formar compuestos en cada uno de los estados de valencia. El titanio puede formar soluciones sólidas y compuestos, bien con enlace metálico, bien covalente o bien iónico.

El titanio metálico puro es un metal blanco y lustroso, con una baja densidad. Presenta una excelente resistencia a la corrosión, ya que soporta el ataque de los ácidos inorgánicos, de la mayoría de orgánicos y del cloro húmedo. Sin embargo, reacciona muy rápidamente con el oxígeno, el nitrógeno, el hidrógeno y el carbono. Su comportamiento químico es similar al del circonio, hafnio y torio.

La reactividad térmica del titanio depende fuertemente de la temperatura. A altas temperaturas, la reactividad del titanio aumenta muchísimo. Esta propiedad es especialmente visible con la extrema reactividad del titanio con el oxígeno y otros gases a altas temperaturas. Con grandes intervalos de tiempo y altas temperaturas (mayores de 700°C), los gases llegan a difundirse en la red cristalina del titanio.

El titanio metal se inflama a 1200°C, con una incandescencia muy brillante. Este fenómeno se aprovecha en bengalas y otros artefactos pirotécnicos.

La gran reactividad del titanio con el oxígeno origina la rápida formación de una capa superficial de óxido. Los óxidos formados van desde el  $\text{TiO}$  hasta el  $\text{Ti}_7\text{O}_{12}$ , cada uno de los cuales muestra una gradación diferente, y para capas delgadas, muestran una superficie multicolorada. Esta capa de óxido, si bien es muy delgada, también es sumamente impermeable. De esta forma el metal queda protegido por una capa inerte que lo protege de la corrosión.

El titanio comparte esta característica con el aluminio, si bien la protección que proporciona la capa protectora de óxido de titanio es muy superior a la del óxido de aluminio, tanto frente a la corrosión

como frente a oxidación. Esta notable propiedad hace del titanio un excelente material para su uso en ambientes corrosivos y en la industria química.

La resistencia a la corrosión es excelente en casi todos los medios usuales en la industria, incluidos el cloro húmedo, el ácido nítrico, ácidos orgánicos, disoluciones de cloruros, sulfatos, sulfuros, etc. y azufre fundido. Asimismo, su resistencia a la corrosión en ambientes marinos sólo es superada por el oro, el platino y la plata. La unión con otros metales no acelera la corrosión, ya que pasa a ser el positivo de cualquier par galvánico, a excepción de los que forma con metales nobles. Esto se debe a su alto potencial electropositivo.

Esta excelente resistencia a la corrosión se ve comprometida en ambientes que puedan disolver la capa de óxido, por lo que puede sufrir corrosión en ambientes reductores, y también en presencia de iones fluoruro o de cloro seco. En estos casos, es posible inhibir la corrosión añadiendo agentes oxidantes, iones metálicos, o bien, un poco de humedad al cloro.

En general, la reactividad química del titanio no es peligrosa. A excepción de reacciones que impliquen titanio molido o en partículas muy finas, o de la exposición a ácido nítrico humeantes por largo tiempo, no hay reacciones explosivas o inflamables. Los compuestos formados no son tóxicos. A pesar de esto, como muchos otros materiales, el polvo de titanio en suspensión es explosivo, y la acumulación de partículas finas arde ferozmente si llega a la ignición. Estos fuegos que involucren partículas de titanio se han de tratar del mismo modo que los incendios que afecten al magnesio.

La biocompatibilidad del titanio es excelente. Su no toxicidad, su excelente resistencia a la corrosión, su compatibilidad con tejidos y hueso y el hecho de que no induce la formación de un tejido fibroso a su alrededor lo convierten en un metal excelente para su uso en prótesis óseas, dentales y en otras aplicaciones en traumatología.

### 2.3.3 Propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas del titanio dependen de su pureza. Pueden considerarse representativos los valores del titanio comercialmente puro grado 1, dados en la tabla 2.5.

Propiedades	Valor
Resistencia	240 MPa
Límite elástico	170 MPa
Alargamiento	50 %
Dureza	70 HR <sub>B</sub> ; 85 HV

Tabla 2.5 Propiedades del titanio grado 1

La resistencia es baja, pero puede elevarse a expensas de disminuir su plasticidad (como en otros metales) disolviendo otros elementos en la red del titanio. También hay que tener en cuenta que también es susceptible de recibir tratamientos térmicos con transformación total o parcial, y, cómo no, la de endurecerse por acritud.

En el caso del titanio, su gran reactividad, su afinidad por el oxígeno, nitrógeno, carbono e hidrógeno, y el hecho de que la solubilidad intersticial de estos elementos en el titanio es varios órdenes de magnitud mayor que en otros metales, hace que como se muestra en la tabla 2.6, la influencia de estos elementos en las propiedades mecánicas sea notable, como se muestra en la figura 2.2.

Metal	Elemento intersticial			
	Oxígeno	Nitrógeno	Carbono	Hidrógeno
Titanio	14,5 %	20 %	0,5 %	100 ppm
Hierro	1 ppm	< 5 ppm	100 ppm	<1 ppm
Aluminio	<1 ppm	< 1 ppm	< 1 ppm	< 1 ppm

Tabla 2.6 Solubilidades a temperatura ambiente de elementos intersticiales en metales

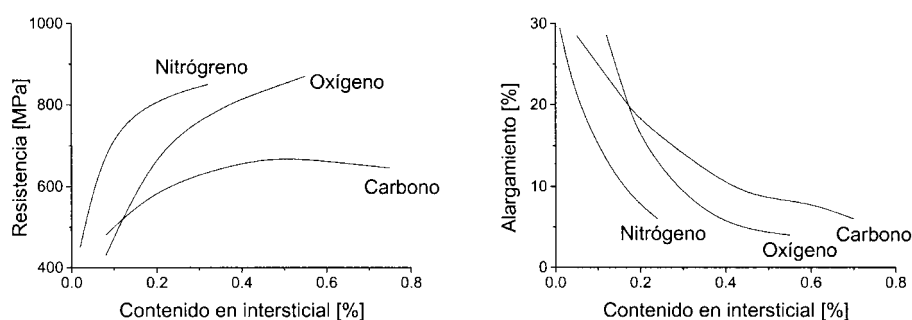


Fig. 2.2 Influencia del contenido en intersticiales en la resistencia y ductilidad del titanio

Por esto se definen varios grados de titanio comercialmente puro en función del contenido de estos elementos (que controlan su resistencia y fragilidad) y del hierro (que controla su resistencia a la corrosión). Se definen asimismo aleaciones ELI (Extra Low Intersticiales) con contenidos muy bajos en elementos intersticiales, que garantizan una buena plasticidad y una baja toxicidad (si su utilización es médica). Prueba de esta influencia es la comparación con los valores anteriores de los que se consideran representativos de un titanio de pureza 99,0% (grado 4), y un contenido más alto de intersticiales (0,4% de oxígeno), mostrados en la tabla 2.7.

Propiedad	Valor
Resistencia	550 MPa
Límite elástico	480 MPa
Alargamiento	15 %

Tabla 2.7 Propiedades del titanio grado 4



La posibilidad de disolver elementos intersticiales y su influencia en el comportamiento mecánico tiene una gran importancia en el comportamiento en diversos procesos, obligando a realizar en atmósfera inerte o vacío cualquier calentamiento. Asimismo, su disolución altera en gran medida la temperatura de transformación alotrópica, por lo que puede originar un cambio en la microestructura.

El comportamiento en caliente y a fluencia es inferior al que podría esperarse de su temperatura de fusión.

## 2.4 Introducción a las aleaciones de titanio

El titanio es el único metal ligero que presenta dimorfismo, ya que en estado puro su estructura compacta hexagonal ( $\alpha$ ) presenta una transformación alotrópica en una estructura BCC ( $\beta$ ) a la temperatura de 882°C. La estructura  $\beta$  es inestable a temperaturas menores a 882°C, descomponiéndose de nuevo en la fase  $\alpha$ .

Esta transformación posibilita la realización de tratamientos térmicos con transformación total en las aleaciones de titanio, como en el caso del acero, siendo el único metal ligero cuyas aleaciones presentan esta capacidad. Por otra parte, esta transformación ofrece la posibilidad de obtener aleaciones con microestructuras de tipo  $\alpha$ ,  $\beta$  o  $\alpha/\beta$ , dependiendo de los elementos aleantes que estabilizan una u otra fase.

El titanio puede formar soluciones sólidas y compuestos, con enlace metálico, covalente o iónico. Según la capacidad de los aleantes de estabilizar la fase  $\alpha$  o  $\beta$ , se definen tres tipos de aleaciones de titanio: las aleaciones tipo  $\alpha$ , aleaciones tipo  $\alpha/\beta$  y aleaciones  $\beta$ . Las aleaciones tipo  $\alpha/\beta$  se suelen clasificar a su vez en casi- $\alpha$ , cuando tiene una estructura esencialmente  $\alpha$  a temperatura ambiente, y casi- $\beta$ , cuando la estructura a temperatura ambiente es principalmente  $\beta$ .

La temperatura mínima que permite obtener un 100% de fase  $\beta$  se llama temperatura de  $\beta$ -transus. El punto de  $\beta$ -transus es crítico para los procesos de deformación y para los tratamientos térmicos.

### 2.4.1 Efecto de los aleantes

El titanio se puede alear con diferentes materiales, que estabilizan una de las dos fases que presenta este metal.

Los metales que estabilizan la fase  $\alpha$  son elementos que incrementan la temperatura a la cual la fase  $\alpha$  es estable. En general, los elementos con menos de 4 electrones de valencia por átomo estabilizan la fase  $\alpha$  y se disuelven preferentemente en ella. El diagrama de equilibrio del titanio con estos aleantes se muestra en la figura 2.3. Los elementos más importantes que se comportan de esta manera son el aluminio, el oxígeno, el carbono, y el nitrógeno. El aluminio tiene una alta solubilidad en la fase  $\alpha$  y en la fase  $\beta$ , mientras que los otros elementos son intersticiales.

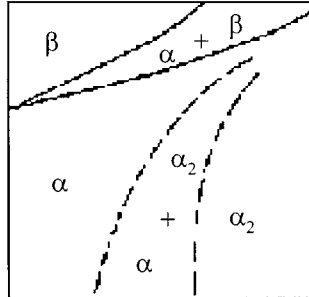


Fig. 2.3 Diagrama de equilibrio del titanio con un metal  $\alpha$ -estabilizante

Los metales que estabilizan la fase  $\beta$  son elementos que permiten que sea estable a temperaturas menores de la temperatura de  $\beta$ -transus. Destacan como aleantes  $\beta$  el vanadio, el molibdeno y el tántalo. El vanadio y el molibdeno son  $\beta$ -isomorfos con el titanio BCC, que no forma compuestos intermetálicos con ellos.

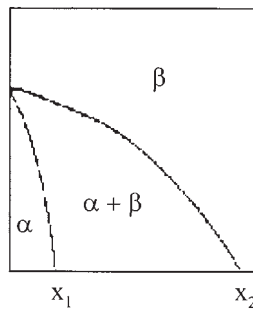


Fig. 2.4 Diagrama de equilibrio del titanio con un metal  $\beta$ -estabilizante

Otro grupo de aleantes que estabilizan la fase  $\beta$  son los que forman sistemas eutectoides con el titanio, de forma que poseen una temperatura de transformación eutectoide mucho menor que la temperatura de  $\beta$ -transus. Además permiten minimizar la formación de compuestos intermetálicos que pueden ocurrir en el servicio a altas temperaturas. Entre estos aleantes destacan el hierro, el manganeso, el cromo, el cobalto, el níquel, el cobre y el silicio.

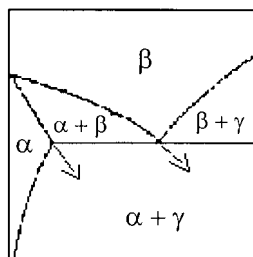


Fig. 2.5 Diagrama de equilibrio del titanio con un metal  $\beta$ -estabilizante eutéctico

Otros elementos que son usados con frecuencia para alear el titanio son el estaño y el circonio. El estaño es muy soluble en la fase  $\alpha$  y en la  $\beta$ , mientras que el circonio es isomorfo con ambas fases. Su efecto es el de retardar las velocidades de transformación, además de ser agentes endurecedores.

Por debajo de la temperatura de  $\beta$ -transus, si contiene aleantes  $\beta$ -estabilizadores el titanio es una mezcla de fase  $\alpha$  y fase  $\beta$ . Sin  $\beta$ -aleantes sería sólo  $\alpha$ .

### 2.4.2 Clasificación de las aleaciones

A partir de los diagramas de equilibrio que presenta el titanio aleado con diferentes aleantes, la realización de una clasificación de las aleaciones de titanio es inmediata, según el tipo de fase que presenta la estructura de la aleación a temperatura ambiente.

Se denominan aleaciones  $\alpha$  a aquellas aleaciones que presentan una estructura  $\alpha$  a temperatura ambiente. El efecto de los aleantes usados en estas aleaciones es generalmente el de producir un aumento de la temperatura de  $\beta$ -transus. Estos son, por supuesto, los aleantes  $\alpha$  ya citados anteriormente. El diagrama de equilibrio resultante es muy parecido al diagrama genérico presentado en la figura 2.3.

Las aleaciones  $\beta$  son aquellas en las que la estructura a temperatura ambiente es fase  $\beta$ . El efecto del aleante es conseguir estabilizar la fase  $\beta$  de la aleación a temperatura ambiente. Para lograr este propósito son muy usados los llamados aleantes  $\beta$ -isomorfos.

Se denominan aleaciones  $\alpha/\beta$  aquellas aleaciones de titanio en las que la estructura del material consiste en una mezcla de fase  $\alpha$  y fase  $\beta$ , cuya proporción depende del efecto y del porcentaje de los aleantes añadidos al titanio. Aunque muchas aleaciones  $\beta$  son bifásicas en equilibrio, en general estas aleaciones se componen de titanio más un aleante alfégeno y otro betágeno. El diagrama de equilibrio de estas aleaciones se puede observar en la figura 2.4.

## 2.5 Aleaciones $\alpha$

### 2.5.1 Generalidades

Las aleaciones  $\alpha$  son las que se forman mediante la adición al titanio de elementos estabilizadores de la fase  $\alpha$ , como el aluminio. Estos elementos estabilizadores de la fase  $\alpha$  y otros elementos llamados neutros se disuelven por sustitución en el titanio y elevan su resistencia, pero aumentan la fragilidad. Existe una expresión empírica, llamada de *aluminio equivalente*, que indica si la cantidad de aleantes añadidos provocará fragilidad:

$$Al + 1/3 Sn + 1/6 Zr + 10(O + C + 2N) < 9\% \quad (2.3)$$

Si dicha expresión excede el valor del 9% se forma la fase  $\alpha_2$ , ordenada y coherente con la fase  $\alpha$ , con una fórmula general  $Ti_3X$  y una estructura hexagonal, y que provoca la fragilidad del material debido a su pobre ductilidad.

Las aleaciones  $\alpha$  generalmente contienen una gran cantidad de aluminio, ya que es un elemento  $\alpha$ -estabilizador, y contribuye a la resistencia a la oxidación a altas temperaturas. Como se trata de aleaciones de una sola fase, no pueden ser tratadas térmicamente a fin de obtener mejoras en las propiedades mecánicas.

Las únicas aleaciones de estructura totalmente  $\alpha$  son los diferentes grados de titanio comercialmente puro (CP), que en realidad son una aleación Ti-O, y la aleación Ti-5Al-2.5Sn. En dicha aleación el contenido de aleantes estabilizantes  $\alpha$  es del 9.7 %. Esto lo sitúa en el punto de máximo endurecimiento posible por maduración, al tiempo que evita la precipitación de  $\alpha_2$ . A pesar de ello, presenta una resistencia baja y una mala forjabilidad, pero tiene un buen comportamiento a fluencia a altas temperaturas. La variante ELI de la aleación Ti-5Al-2.5Sn, con bajo contenido en intersticiales, se emplea en la construcción de depósitos criogénicos, con una resistencia específica doble de las de aleaciones de aluminio o aceros inoxidable. Sin embargo, esta aleación es poco forjable, y se tiende a sustituirla por otras más deformables y con mejor resistencia a fluencia.

Las aleaciones  $\alpha$  se trabajan básicamente con tres estructuras. La primera es una estructura de granos equiaxiales de fase  $\alpha$ , obtenido por recocido de una aleación forjada en el campo  $\alpha$ . La segunda, una estructura de agujas aciculares  $\alpha$ , obtenida por enfriamiento rápido desde una estructura  $\beta$ . La tercera se produce por un enfriamiento lento desde una temperatura superior al  $\beta$ -transus, lo cual produce la formación de placas Widmanstätten. Las dos últimas, al obtenerse por enfriamiento desde la fase  $\beta$ , presentan menores valores de resistencia, resistencia a fatiga y ductilidad, que la primera estructura de granos equiaxiales.

### 2.5.2 Titanio comercialmente puro

El titanio comercialmente puro (Ti c.p.) está disponible como producto metalúrgico desde los años 50 y se ha utilizado en aplicaciones donde se requiere resistencia mecánica moderada combinada con alta resistencia a la corrosión y buena conformabilidad. La producción se desarrolló ampliamente debido a la gran demanda en el campo aerospacial, ya que es un material más ligero que el acero y más resistente a las altas temperaturas que el aluminio. Sin embargo, el Ti c.p. es muy útil cuando se requiere alta resistencia a la corrosión y buena soldabilidad.

El Ti c.p. está disponible en varios grados, los cuales tienen diferentes cantidades de impurezas, tales como el carbón, hidrógeno, hierro, nitrógeno y oxígeno. Algunos grados modificados también contienen pequeñas adiciones de paladio (Ti-0,2 Pd) y níquel-molibdeno (Ti-0,3Mo-0,8Ni). Estas adiciones aleantes provocan mejoras en la resistencia a la corrosión y/o en la resistencia mecánica.

Generalmente, el Ti c.p. contiene más de 1000 ppm de oxígeno y hierro, nitrógeno, carbón y silicio como principales impurezas. Debido a que cantidades mínimas de impurezas intersticiales afectan mucho en las propiedades mecánicas del titanio c.p., no es conveniente diferenciar entre los distintos grados de titanio no aleado en función de su análisis químico. Es mejor y más fácil distinguirlos por sus propiedades mecánicas. Así, los cuatro grados de Ti c.p., según la norma ASTM, se agrupan de la siguiente forma:

Grado ASTM	Tensión a la rotura (MPa)	Límite elástico (MPa)
Grado 1	240	170-310
Grado 2	345	275-450
Grado 3	440	380-550
Grado 4	550	480-655

Tabla 2.8 Propiedades mecánicas de los grados ASTM de titanio comercialmente puro

— Titanio c.p. grado 1

El titanio no aleado está disponible en cuatro grados ASTM diferentes que se clasifican por su nivel de impurezas (principalmente de oxígeno) y su efecto en la resistencia y la ductilidad. El grado 1 ASTM tiene la mayor pureza, la resistencia mecánica menor, y la mejor ductilidad y conformabilidad a temperatura ambiente de los cuatro grados.

El grado 1 suele ser utilizado en los casos donde se requiere la máxima conformabilidad, así como cuando sea preciso rebajar los contenidos de hierro y elementos intersticiales para aumentar la resistencia a la corrosión, ya que en este sentido tiene un comportamiento excelente, desde ambientes altamente oxidantes hasta los que son medianamente reductores, incluyendo los clorados. El grado 1 se puede utilizar continuamente en servicio por encima de los 425°C y de forma discontinua por encima de los 540°C. Además, el grado 1 tiene buenas propiedades al impacto a bajas temperaturas.

Los límites máximos en peso de impurezas del grado 1 ASTM son: 0,18 O, 0,20 Fe, 0,03 N y 0,10 C. Las composiciones equivalentes de otras especificaciones es mejor determinarlas a través de las propiedades mecánicas, ya que variaciones pequeñas de los contenidos intersticiales pueden aumentar los límites elásticos por encima de los valores permitidos, o también disminuir la ductilidad por debajo de las especificaciones para esta propiedad.

Contenidos de hidrógeno tan bajos como 30-40 ppm pueden provocar una fragilización severa en el Ti c.p.

El grado 1 de Ti c.p. está disponible en todas las formas de producción posibles y posee las mejores características de conformabilidad de los cuatro. Como los otros grados de titanio no aleado, el grado 1 se puede soldar, mecanizar, trabajar en frío y en caliente, y moldear satisfactoriamente. El Ti c.p. tiene una estructura alfa de recocido en todas las formas de producción. El límite elástico del grado 1 es comparable al que posee el acero inoxidable AISI 304 totalmente recocido.

— Titanio c.p. grado 2

El grado 2 de Ti c.p. es el “caballo de batalla” para las aplicaciones industriales, teniendo un límite elástico mínimo garantizado de 275 MPa y buena ductilidad y conformabilidad. El límite elástico del grado 2 puede compararse con el de los aceros inoxidables austeníticos en estado de recocido, y se utiliza en aplicaciones en que se requiere una excelente conformabilidad y en donde se precisan bajos contenidos de elementos intersticiales con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión.

También posee unas buenas propiedades al impacto a bajas temperaturas, así como una excelente resistencia al desgaste y la corrosión por el agua del mar y atmósferas marinas. El grado 2 puede ser utilizado en servicio continuamente por encima de los 425°C y de forma intermitente por encima de los 540°C.

El grado 2 ASTM de Ti c.p. tiene el mismo límite en contenido máximo en peso de nitrógeno y hierro que el grado 1 (0,03 % y 0,30%, respectivamente), y una concentración máxima de oxígeno permitida de 0,25%, que es aproximadamente la mitad del rango 0,18-0,40% que abarcan los otros 3 grados de titanio no aleado.

Los incrementos de concentración de hierro y oxígeno en el grado 2, comparados con los del grado 1, provocan un aumento de resistencia a la rotura (345 MPa vs 240 MPa) y límite elástico (275 MPa vs 170 MPa) en el grado 2, pero es a expensas de una disminución en la ductilidad (20% vs 24%). Los contenidos mayores en hierro y oxígeno también degradan la resistencia a la corrosión en comparación con el grado 1.

El efecto del hidrógeno es similar en los dos grados, 30-40 ppm de H provocan una gran fragilización en el titanio.

El grado 2 del Ti c.p. está disponible en todas las formas de producción. Los productos moldeados de grado 2 ASTM constituyen el 5% de todos los productos moldeados de titanio. Como los otros grados de titanio no aleado, el grado 2 se puede soldar, mecanizar, moldear y trabajar en frío. El grado 2 posee una estructura alfa de recocido en todas sus formas de producción, y no se puede tratar en caliente.

#### — Titanio c.p. grado 3

El grado 3 de Ti c.p. es un grado de compromiso que posee una excelente resistencia a la corrosión en ambientes, desde altamente oxidantes hasta medianamente reductores, incluyendo los clorados, así como una excelente resistencia específica. Por esto es por lo que este grado, como otras aleaciones de titanio, constituye un puente entre el vacío en el diseño que dejan el acero y el aluminio, ya que provee de la mayoría de las propiedades más deseables de ambos. El grado 3 también posee una buena tenacidad al impacto a bajas temperaturas.

El grado 3 ASTM tiene límites máximos más bajos de contenido en peso de hierro que el grado 4 (0,3% vs 0,5%) y los segundos más altos en oxígeno (0,35%) de los cuatro grados. Sólo el grado 4 tiene niveles de resistencia mecánica mayores que el grado 3.

Niveles de impurezas excesivos pueden provocar que se superen los valores de límite elástico permitidos, y rebajar los de ductilidad más allá de los valores mínimos estipulados. La resistencia a la corrosión puede verse afectada negativamente por niveles más altos de los permitidos de hierro e impurezas intersticiales.

Cantidades de hidrógeno de 30-40 ppm pueden fragilizar altamente al titanio c.p.

Igual que otros grados de titanio no aleado, el grado 3 está disponible en todas las formas de producción y se puede soldar, mecanizar y moldear satisfactoriamente. La mayoría de las operaciones

de conformado se llevan a cabo a temperatura ambiente, pero la conformación en caliente reduce la recuperación elástica y las necesidades de potencia en la operación.

El titanio grado 3 ASTM posee una estructura alfa de recocido en todas sus formas de producción.

— Titanio c.p. grado 4

El grado 4 tiene los valores más altos de resistencia mecánica de los cuatro grados de titanio c.p., además de poseer una buena ductilidad y aceptable conformabilidad. Los beneficios de la resistencia mecánica y ligereza del grado 4 se mantienen a temperaturas moderadas. Su resistencia mecánica específica es superior a la del acero inoxidable AISI 301 a temperaturas por encima de los 315°C. El grado 4, además, tiene una resistencia excelente a la corrosión-fatiga en agua salada. El esfuerzo requerido para provocar la rotura después de algunos millones de ciclos es un 50% más elevado en este material que el que se precisa si se emplea un K-Monel o un acero inoxidable AISI 341.

El grado 4 ASTM tiene los contenidos en peso permitidos más elevados de los cuatro grados de oxígeno (0,405) y hierro (0,50%). Aumentar los valores de contenido en hierro o elementos intersticiales se traduce en una reducción en su resistencia a la corrosión. Contenidos de 30-40 ppm de hidrógeno provocan una gran fragilización en el Ti c.p. grado 4.

El grado 4 ASTM está disponible en todas las formas posibles de producción y se puede mecanizar, moldear, soldar y trabajar en frío satisfactoriamente. La mayoría de las operaciones de conformación se suelen realizar a temperatura ambiente, pero la conformación en caliente (entre 150 y 425°C) a menudo se emplea para reducir la recuperación elástica y las demandas energéticas del proceso. Con este tipo de conformación se pueden obtener formas complejas. El grado 4, como el resto de grados, tiene una estructura alfa de recocido en todas sus formas de producción.

### 2.5.3 Aleaciones casi- $\alpha$

Estas aleaciones fueron desarrolladas para permitir trabajar a mayores temperaturas en la sección de compresión de las turbinas de gas de los aviones. Presentan una mayor resistencia a temperatura ambiente que las aleaciones totalmente  $\alpha$ , y tienen también la mayor resistencia a la fluencia de todas las aleaciones de titanio a temperaturas superiores a los 400°C.

Las aleaciones  $\alpha$  se caracterizan por incluir en su composición hasta un 2 % de elementos  $\beta$ -estabilizantes. Esto introduce pequeñas cantidades de fase  $\beta$  en la estructura, lo que mejora la forjabilidad. Sin embargo, la cantidad añadida de estos aleantes es normalmente demasiado pequeña para producir un incremento de dureza mediante la descomposición de la  $\beta$  retenida. La mejora de propiedades mecánicas se debe a la formación de  $\alpha'$  martensítica y a la manipulación de las estructuras  $\alpha/\alpha'$ .

Entre las aleaciones clasificables en este apartado, cabe destacar la primera aleación de este tipo, la Ti-11Sn-2.25Al-5Zr-1Mo-0.2Si. En ella el estaño sustituye al aluminio para dar mayor resistencia a altas temperaturas y por tener una menor tendencia a formar  $\alpha_2$ . El circonio fue añadido para endurecer la fase  $\alpha$ , el molibdeno para obtener algo de fase  $\beta$  sin perjudicar la resistencia a fluencia, y

el silicio para mejorar la resistencia a fluencia, ya que se conoce que se segrega y forma siliciuros, los cuales reducen la movilidad de las dislocaciones.

La aleación Ti-8Al-1Mo-1V, creada en la misma época, es de menor densidad, más forjable y más soldable, pero presenta una mayor tendencia a formar fase  $\alpha_2$  tras estar mucho tiempo expuesto a altas temperaturas. La aleación Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo es un compromiso entre las dos anteriores.

La mayoría de aleaciones casi- $\alpha$  se forjan en la zona  $\alpha+\beta$ , de forma que granos  $\alpha$  primarios están presentes en la microestructura, y se enfrían en agua o en aire según se desee mayor resistencia en frío o a fluencia. El tratamiento térmico empleado es un revenido a una temperatura en la que la aleación presenta igual proporción de fase  $\alpha$  y  $\beta$ .

Algunas composiciones, como la Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si, han sido creadas para poder ser forjadas y tratadas en la zona de fase  $\beta$ . Esto ofrece la ventaja de facilitar la deformación debido a las elevadas temperaturas de trabajo y a la estructura BCC de la fase  $\beta$ . Además permite la obtención de una mejora en la resistencia a fluencia, si bien el grano obtenido es más basto. La aleación antes citada presenta un buen comportamiento a fluencia hasta los 500°C. La aleación IMI 829, Ti-5.5Al-3.5Sn-3Zr-0.25Mo-1Nb-0.3Si, está siendo estudiada como material para componentes de turbinas de gas, ya que presenta una mejor resistencia a la oxidación y una buena resistencia a fluencia hasta los 580°C. Recientemente se ha desarrollado la aleación IMI 834, Ti-5.5Al-4Sn-4Zr-0.3Mo-1Nb-0.5Si-0.06C, derivada de la anterior, que mejora el comportamiento en frío y a la fluencia mediante el aumento del contenido en algunos elementos, con lo que llega a los 600°C con buena resistencia a la fluencia. Esto representa el límite de las posibilidades de mejora mediante la adición de elementos a la aleación.

Actualmente, se trabaja en mejorar el comportamiento de estas aleaciones mediante el endurecimiento provocado por fases intermetálicas como el  $\text{Ti}_3\text{Al}$  o el  $\text{TiAl}$ , y por obtención de aleaciones o compuestos por técnicas de solidificación rápida o pulvimetalurgia.

## 2.6 Aleaciones $\alpha/\beta$

### 2.6.1 Generalidades

Las limitaciones que presentan las aleaciones  $\alpha$ , como su baja resistencia, baja forjabilidad y la fragilidad que presentan si se intenta aumentar la resistencia, dieron lugar al estudio y desarrollo de las aleaciones  $\alpha/\beta$ . Actualmente, estas son las aleaciones que presentan una mayor demanda comercial, especialmente la aleación Ti-6Al-4V, que representa más del 50% de las ventas de aleaciones de titanio.

Las aleaciones de sistema  $\alpha/\beta$  contienen uno o más  $\alpha$ -estabilizadores o elementos solubles en  $\alpha$ , más uno o más  $\beta$ -estabilizadores, hasta una proporción del 4-6 %. Los  $\beta$ -estabilizadores permiten que estas aleaciones retengan fase  $\beta$  (o bien fase  $\alpha'$ ) tras un enfriamiento rápido desde la zona  $\beta$  o  $\alpha+\beta$ , dependiendo la cantidad de fase retenida de la proporción de elementos  $\beta$ -estabilizantes presentes y del tratamiento térmico empleado.

Los elementos  $\beta$ -estabilizantes, además de permitir la retención de fase  $\beta$ , proporcionan un endurecimiento por solución sólida en la fase  $\beta$ , si bien este efecto no es muy acusado, como se



muestra en la tabla 2.9, que también indica la cantidad mínima de estabilizante  $\beta$  necesario para obtener una retención completa de la fase  $\beta$  a temperatura ambiente.

Efecto	Elemento							
	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Mo
Endurecimiento por solución sólida (MPa·%peso <sup>-1</sup> )	19	21	34	46	48	35	14	27
Contenido mínimo de aleante para retener $\beta$ en el temple	14,9	6,3	6,4	3,5	7	9	13	10

Tabla 2.9 Efecto de endurecimiento debido a los elementos  $\beta$ -estabilizadores

Las propiedades de resistencia de las aleaciones  $\alpha/\beta$  con  $\beta$  retenida pueden ser mejoradas mediante revenido o maduración, logrando un gran aumento de la resistencia de un 30-50 % por medio de la precipitación de la fase  $\beta$  retenida en fase  $\alpha/\beta$ . La mejora en la resistencia es función de la templabilidad y del volumen de fase  $\beta$  retenida. Por desgracia, pocas composiciones pueden aumentar su resistencia en gruesas secciones, debido a la baja conductividad térmica del titanio, lo que impide el enfriamiento rápido de las zonas centrales de las piezas grandes. Entre las aleaciones a las que se aplica este tratamiento destacan la aleación Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo y la aleación Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr.

En las aleaciones  $\alpha/\beta$  que presentan un diagrama tipo  $\beta$ -isomorfo se pueden obtener propiedades uniformes, con aumento en la resistencia y en secciones grandes, mediante un enfriamiento lento desde la zona de fase  $\beta$  o  $\alpha+\beta$ , procesos conocidos como  *$\beta$ -annealed* y *mill-annealed* respectivamente.

En el primer caso, la fase  $\alpha$  forma placas de estructura Widmanstätten en una matriz de fase  $\beta$ , aunque la fase  $\beta$  puede transformarse a su vez en la fase martensítica  $\alpha'$ . El tamaño de las placas depende de la velocidad de enfriamiento.

En el segundo caso, el recocido en la fase  $\alpha+\beta$  suele realizarse a una temperatura de 700°C, con lo que además de lograr un relajamiento de tensiones, con este tratamiento se obtiene una estructura de granos equiaxiales, compuesta por granos de fase  $\alpha$  y por granos de fase  $\beta$  transformada a una estructura Widmanstätten. El tamaño de grano puede ajustarse mediante una correcta elección de los ciclos de forjado y de recocido, y la cantidad de fase  $\alpha$  primaria se obtiene mediante la regla de la palanca.

A veces se realiza un segundo recocido (dúplex) ya que permite un mayor reparto de aleantes entre las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , lo cual es positivo para el propósito de este tratamiento, que es incrementar la estabilidad de las aleaciones para el servicio a altas temperaturas.



Fig. 2.6 Propagación de grieta en una estructura Widmanstätten

Las aleaciones  $\alpha/\beta$  se usan generalmente en estado *annealed*. Las propiedades varían dependiendo de si el material se ha forjado en la zona  $\beta$  o en la zona  $\alpha+\beta$ . Las aleaciones forjadas en la zona  $\alpha+\beta$  presenta una mayor ductilidad, mientras que las forjadas en la zona  $\beta$  son más tenaces a fractura y presentan una mayor resistencia a fatiga.

Las aleaciones  $\alpha/\beta$  con un diagrama  $\beta$ -eutectoide, al ser enfriadas lentamente desde la zona  $\beta$ , forman una estructura  $\alpha$  laminar, similar a la perlita de los aceros. Esta estructura es frágil, por lo que no se emplea comercialmente.

### 2.6.2 Enfriamiento rápido desde la fase $\beta$

Se pueden obtener un amplio abanico de propiedades a partir de un enfriamiento rápido desde la zona  $\beta$ , seguido de un revenido o maduración a temperaturas elevadas a fin de descomponer la estructura 'congelada'. Existen varios caminos de descomposición posibles:

- Las aleaciones  $\alpha/\beta$  diluidas descomponen la  $\beta$  en una (o varias) de las estructuras martensíticas  $\alpha'$ ,  $\alpha''$  o  $\alpha'''$ .
- Las aleaciones más concentradas presentan una  $\beta$  metaestable.

La división queda marcada por la temperatura de  $M_s$  (inicio de martensita). Las aleaciones que tienen el punto de  $M_s$  a temperatura inferior a la temperatura ambiente mantienen la fase  $\beta$  retenida, mientras que las aleaciones con  $M_s$  por encima de la temperatura ambiente transforman la fase  $\beta$  retenida en martensita más fase  $\beta$ .

La martensita más común es la del tipo  $\alpha'$ , la cual presenta una estructura hexagonal. En aleaciones diluidas forma colonias de placas paralelas, cuyos límites consisten en paredes de dislocaciones (a veces, incluso las regiones internas están también muy dislocadas). Las placas de fase  $\alpha$  están separadas por finas capas de fase  $\beta$  retenida, enriquecida con elementos  $\beta$ -estabilizadores. Al aumentar la concentración de  $\beta$ -estabilizadores, disminuye  $M_s$ , con lo que las colonias disminuyen su tamaño y pueden degenerar en placas individuales orientadas aleatoriamente.

La martensita  $\alpha''$  tiene una estructura cristalina ortorrómbica centrada en la cara, con maclas internas. Su formación es muy dependiente de la composición, por lo que no presenta interés comercial.

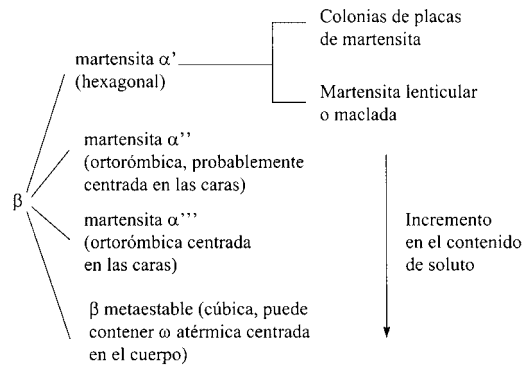


Fig. 2.7 Descomposición de la fase  $\beta$  a temperatura inferior a  $\beta$ -transus

Otros dos tipos de martensita, la  $\alpha'''$  (ortorrómbica) y una estructura cúbica centrada en las caras, han sido detectadas con microscopio electrónico, si bien la segunda no ha podido ser confirmada.

En el caso en que la temperatura ambiente se sitúe entre las temperaturas de  $M_s$  y  $M_f$ , se forma una microestructura mixta, formada por  $\alpha'$  o  $\alpha''$  lenticular junto con  $\beta$  retenida. La fase  $\beta$  retenida puede contener una fina dispersión de fase  $\omega$ , de estructura BCC, la cual presenta una formación atómica.

Las estructuras martensíticas del titanio transforman mediante diversas reacciones al ser calentadas a alta temperatura. Las reacciones que se produzcan dependen tanto de la estructura cristalina del material como de la composición de la aleación.

#### Martensita $\alpha'$

Aleaciones $\beta$ -isomorfas	$\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$
Aleaciones $\beta$ -eutectoides	Aleaciones con reacciones eutectoides lentas; p.e. Ti-Mn $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha + \text{compuesto}$
	Aleaciones con reacciones eutectoides rápidas; p.e. Ti-Cu $\alpha' \rightarrow \alpha + \text{compuesto}$ (se puede formar en varias etapas)
<b>Martensita <math>\alpha''</math></b>	
	Aleaciones con temperaturas $M_s$ ( $\alpha''$ ) altas $\alpha'' \rightarrow \alpha'' + \alpha \rightarrow \alpha'' + \alpha + (\alpha + \beta) \rightarrow \alpha + \beta$
	Aleaciones con temperaturas $M_s$ ( $\alpha''$ ) bajas $\alpha'' \rightarrow \beta \rightarrow \text{productos}$

Fig. 2.8 Esquema de la descomposición de la fase  $\alpha'$

En las aleaciones con un diagrama  $\beta$ -isomorfo la fase  $\alpha'$  se descompone directamente en fase  $\alpha$  y  $\beta$ , formándose ésta como un fino precipitado que nuclea heterogéneamente en los bordes de las placas de martensita y en subestructuras internas como maclas. La resistencia puede aumentar significativamente.

El aleaciones con un diagrama  $\beta$ -eutectoide, la fase  $\alpha'$  descompone en  $\alpha$  y un compuesto intermetálico, si bien cuando la reacción eutectoide es lenta, la  $\alpha'$  se descompone en  $\alpha$  y precipitados de  $\beta$ , mientras que el compuesto no aparece hasta más tarde.

La estructura martensítica  $\alpha''$  se descompone en dos mecanismos, según la temperatura de  $M_s$ . Si dicha temperatura es alta, se descompone en  $\alpha$  y  $\beta$  tras varios pasos intermedios. Si  $M_s$  es baja, se descompone en fase  $\beta$ , la cual a su vez se descompone según diversos mecanismos.

### 2.6.3 Descomposición de la fase $\beta$ metaestable

La descomposición de la fase  $\beta$  retenida al enfriar rápidamente se produce al madurar la aleación a temperaturas elevadas. Es generalmente el factor dominante en el tratamiento térmico de las aleaciones  $\alpha/\beta$  y  $\beta$ , sobre todo cuando se desea obtener una alta resistencia.

La transformación directa de  $\beta$  en  $\alpha$  de equilibrio se da sólo a altas temperaturas, probablemente por la dificultad de que la fase hexagonal compacta se nucleee en una matriz BCC. Por tanto, generalmente se produce la formación de compuestos intermedios, según las reacciones resumidas en la figura 2.9.

Contenidos intermedios de aleantes



Aleaciones concentradas



Fig. 2.9 Esquema de la descomposición de la fase  $\beta$  metaestable

Como ya se ha indicado, una fase denominada  $\omega$  puede formarse en la fase  $\beta$  durante el enfriamiento rápido de algunas composiciones. Sin embargo, es más frecuente que esta fase se forme como una fina dispersión de partículas cuando aleaciones que contienen  $\beta$  metaestable son maduras a temperaturas en el rango de 100-500°C. Esta fase causa fragilidad, por lo que es necesario evitar su formación. Esto se puede conseguir controlando adecuadamente la temperatura de maduración, así como variando la composición de la aleación utilizada, ya que cuanto mayor es la estabilidad de la fase  $\beta$ , menor es la estabilidad de la fase  $\omega$ .

Las aleaciones que presentan un elevado contenido en aleantes  $\beta$ -estabilizadores pueden dar lugar a la separación de la fase  $\beta$  en dos fases BCC con diferentes composiciones, como se observa en la figura 2.10, denominadas  $\beta$  (matriz) y  $\beta_1$ , la cual aparece en forma de un precipitado coherente y uniformemente disperso.

La fase  $\alpha$  puede nuclearse directamente al madurar aleaciones con fase  $\beta$  metaestable bajo ciertas condiciones. La fase  $\alpha$  obtenida puede presentarse en forma de gruesas placas de Widmanstätten inmersas en una matriz de fase  $\beta$ , tanto en aleaciones binarias diluidas maduras por encima de la temperatura de formación de fase  $\beta$ , como en aleaciones más complejas con cantidades importantes

de aluminio. También puede formarse como una fina dispersión de  $\alpha$  en una matriz  $\beta$ , cuando aleaciones con una alta concentración de elementos  $\beta$ -estabilizadores son maduras por encima de la temperatura de segregación de la fase  $\beta$ .

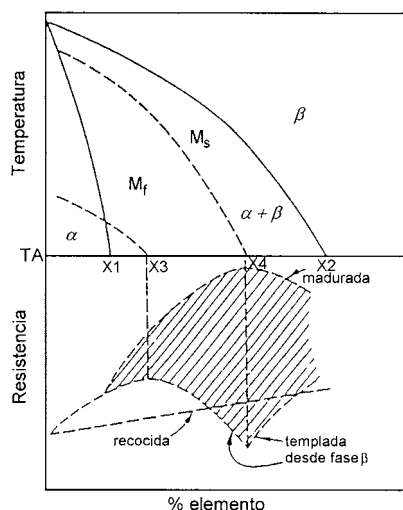


Fig. 2.10 Efecto de los diferentes tratamientos térmicos

En el caso de microestructuras  $\beta+\omega$ , la fase  $\alpha$  nuclea en el límite de grano cuando el encaje es bueno, y en la interfaz  $\beta-\omega$  si dicho encaje es holgado.

Para estructuras  $\beta+\beta_1$ , una maduración durante un largo intervalo produce la nucleación de fase  $\alpha$  dentro de los granos de fase  $\beta$ . Al final, la distribución de fase  $\alpha$  queda determinada por la distribución de fase  $\beta_1$ , y por tanto presenta un espaciado uniforme y característico.

#### 2.6.4 Tipos de aleaciones $\alpha/\beta$

La aleación de titanio más usada comercialmente es, precisamente, una aleación  $\alpha/\beta$ , la Ti-6Al-4V. Generalmente se emplea tras un tratamiento de recocido, con una estructura *mill-annealed*.

En aplicaciones que requieran una mayor resistencia, se realiza un tratamiento de revenido en la zona alta del diagrama  $\alpha+\beta$ , seguido de un rápido enfriamiento, y de una maduración o recocido a 700°C. La estructura resultante es una matriz  $\beta$  transformada con granos equiaxiales de fase  $\alpha$  distribuidos en ella. Esto permite obtener una resistencia a la tensión mayor de 960 MPa, con una buena resistencia a la fluencia hasta los 380°C.

Para aplicaciones más especializadas, como puntales de soporte de aviones, o piezas de trenes de aterrizaje, se han desarrollado otras aleaciones forjables  $\alpha/\beta$ , con una mayor resistencia (un 30-40% mayor). Para lograr estos objetivos, se ha hecho uso principalmente del mayor potencial de tratamiento térmico y de la mayor proporción de fase  $\beta$  retenida. Entre estas aleaciones destacan la Ti-6Al-6V-2Zr-0.7(Cu,Fe) [Ti-662], la Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo [Ti-6246], la aleación Ti-4Al-4Sn-4Mo-

0.5Si [IMI 551] y la Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Zr [Ti-17]. El tratamiento térmico más común que se aplica a estas aleaciones es el mismo que se aplica al Ti-6Al-4V, pero aquí el proceso de maduración permite transformar la fase  $\beta$  retenida. Por otro lado, la tenacidad a fractura obtenida es mayor si las aleaciones son enfriadas por vez primera desde una temperatura superior a  $\beta$ -transus, debido a la estructura Widmanstätten en placas que se forma.

Además de la ya mencionada Ti-6Al-4V, también son destacables otras aleaciones  $\alpha/\beta$ . La aleación Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Zr [Ti-17] fue desarrollada como material de uso para componentes de turbinas de gas. Presenta una mayor resistencia que el Ti-6Al-4V, así como una mayor resistencia a la fluencia a temperaturas intermedias. Además es una aleación muy forjable, y permite un alto grado de endurecimiento. Puede ser tratada térmicamente mediante un doble revenido más maduración hasta obtener valores de límite elástico entre 1030-1170 MPa, manteniendo una alta ductilidad.

La aleación Ti-7Al-4Mo es tratable térmicamente, con un 10% más de resistencia a la tracción que la aleación Ti-6Al-4V, y con una mayor resistencia a fluencia. El molibdeno que incorpora mejora el tratamiento térmico y endurece la fase  $\beta$  por solución sólida. Se usa principalmente como material para hornos.

La aleación Ti-6Al-1.7Fe-0.1Si [Timetal® 62S] es un sustituto práctico de otras aleaciones  $\alpha/\beta$  para aplicaciones que requieran un material con baja densidad y una alta resistencia a la corrosión. El uso de hierro en lugar de otros aleantes más caros hacen que esta aleación sea más barata que las demás.

La aleación Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe [SP-700] es una aleación rica en fase  $\beta$ , diseñada para ofrecer superplasticidad a temperaturas del orden de 700°C. Además, permite realizar un buen tratamiento térmico, un buen estampado en frío y un buen forjado en caliente. Se usa en piezas estampadas en la industria aeroespacial, así como en equipamiento de montaña.

La aleación Ti-4.5Al-5Mo-1.5Cr [Corona-5] es una aleación experimental, con un amplio espectro de combinaciones resistencia/tenacidad a la fractura, siempre con una resistencia mayor que la del Ti-6Al-4V, y puede llegar a doblar su tenacidad a fractura si se realiza el tratamiento térmico ya comentado con la aleación Ti-662.

## 2.7 Aleaciones $\beta$

### 2.7.1 Generalidades

Si se añaden suficientes aleantes  $\beta$ -estabilizadores al titanio, se puede obtener una estructura totalmente  $\beta$  a temperatura ambiente. Con altas concentraciones de estabilizantes  $\beta$  se puede obtener esta estructura incluso enfriando al aire. Dentro de un cierto rango de contenido de estabilizante  $\beta$ , la matriz de fase  $\beta$  retenida a temperatura ambiente es metaestable, y si se calienta por un tiempo a una temperatura un poco por debajo de  $\beta$ -transus, se descompone en la fase  $\alpha$ .

Estas características permiten que las aleaciones  $\beta$  de titanio tengan una mayor tenacidad a la fractura y permitan la estampación en frío, debido a la estructura más blanda que presentan respecto a las aleaciones con estructura  $\alpha$  y a la posibilidad de aumentar la resistencia mediante maduración. Otra ventaja es la presencia de un alto contenido de aleantes, que proporcionan un alto aumento de dureza

durante la maduración. Los inconvenientes que presentan son la posibilidad de segregación debida a la alta concentración de  $\beta$ -estabilizadores y la elevada densidad de algunas aleaciones, mayores de 5 g/cm<sup>3</sup>. Además, las primeras aleaciones de este tipo presentaban problemas de fundido, procesado y reproducibilidad.

Recientemente, se han desarrollado aleaciones  $\beta$  la formulación de las cuales ha seguido las siguientes directrices:

- Añadir elementos que tienden a suprimir o limitar la formación de fase  $\omega$  durante el tratamiento térmico o soldadura, mediante la promoción de nucleación de fase  $\alpha$ , como el aluminio, el circonio o el zinc.
- Limitar la cantidad de elementos que tienden a estabilizar la transformación  $\beta$ -eutectoide (provoca una mala respuesta al tratamiento térmico de endurecimiento por maduración) y a causar fragilidad por la formación de compuestos (por ejemplo, el cromo).
- Promover la deformación plástica por deslizamiento, en lugar de usar mecanismos que impliquen una transformación a martensita inducida por deformación, ya que presentan mejores propiedades para la estampación.

El tratamiento térmico de estas aleaciones da lugar a diferentes fases ( $\alpha$ ,  $\omega$  y la matriz  $\beta$ ), las cuales se muestran en la figura 2.11. Además de dichas fases, se pueden formar también compuestos. La microestructura final depende de la composición de equilibrio y de las fases de no equilibrio, así como del procesado termomecánico previo sufrido por el material.

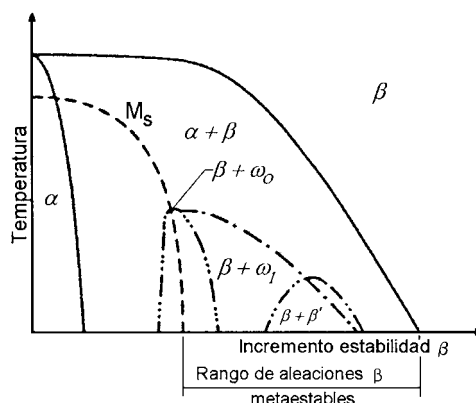


Fig. 2.11 Tratamientos térmicos en aleaciones  $\beta$

La fase  $\omega$ , si se forma en grandes proporciones, puede dar lugar a niveles muy bajos de ductilidad, segregación de fases y formación de compuestos. Además, la deformación de estas aleaciones puede dar lugar a la formación de martensita inducida por tensión.

Las aleaciones  $\beta$  son procesadas generalmente de forma que la conversión final se sitúe por debajo de la temperatura de  $\beta$ -transus. Posteriormente, se realiza un revenido, también por debajo de la temperatura de  $\beta$ -transus, seguido de un enfriamiento rápido para evitar una excesiva formación de fase  $\alpha$ . Como la deformación y revenido por debajo de  $\beta$ -transus no permiten un alto grado de

recristalización, muchas dislocaciones permanecen en los granos, donde actúan como nucleadores de la fase  $\alpha$ . La maduración posterior precipita una fina fase  $\alpha$  gracias a estos nucleadores. La ausencia de borde de grano  $\alpha$  permite obtener combinaciones mejoradas de resistencia, ductilidad y tenacidad a la fractura, sobre todo con altos niveles de resistencia. Además, mejora la resistencia a la corrosión inducida por tensión.

La posterior mejora de resistencia obtenida por la precipitación de fase  $\alpha$  se debe, no a una mayor dureza de dicha fase, sino al hecho de que la interfaz  $\alpha$ - $\beta$  es un obstáculo para las dislocaciones y para la propagación de grietas.

Las aleaciones revenidas y enfriadas rápidamente permiten obtener una excelente estampación. Al madurarlas hasta obtener una alta resistencia por precipitación de fase  $\alpha$ , su ductilidad se reduce un poco, pero combina entonces una buena resistencia con una aceptable ductilidad con una buena tenacidad a la fractura. La tenacidad a fractura es favorecida por la existencia de fase  $\alpha$  lenticular, y la resistencia es favorecida por la fase  $\alpha$  globular.

Las curvas típicas de maduración para una aleación  $\beta$  ( $\beta$ -III) se muestran en la figura 2.12. A bajas temperaturas la formación de fase  $\alpha$  produce un aumento de la dureza, pero con una baja ductilidad. A altas temperaturas, se precipita fase  $\alpha$ , la cual proporciona ductilidad, y se enriquece la fase  $\beta$  matriz, lo que aumenta la estabilidad de la aleación a altas temperaturas.

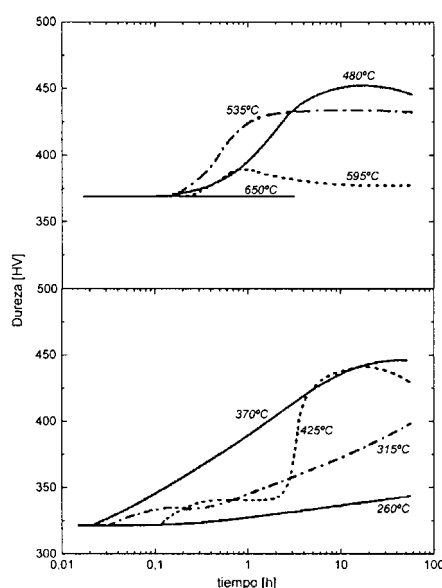


Fig. 2.12 Curvas típicas de maduración

### 2.7.2 Tipos de aleaciones $\beta$

La primera aleación  $\beta$  con aplicación industrial fue la Ti-13V-11Cr-3Al [Ti13-11-13], empleada en el fuselaje del avión espía SR-71. Esta aleación permite ser tratada con un revenido, enfriada



rápida, trabajada en frío y madurada a 480°C para obtener resistencias a tensión del orden de 1300 MPa. Este aumento de resistencia se debe principalmente a una combinación de endurecimiento por solución sólida de la fase  $\beta$  y de endurecimiento por maduración debido a la fase  $\alpha$  finamente precipitada en la matriz de fase  $\beta$ . Como inconveniente, presenta dificultades de soldadura debido a la aparición de fase  $\omega$ , y puede producirse precipitación del compuesto  $\text{TiCr}_2$  si es expuesto largo tiempo a temperaturas superiores a 200°C.

Entre otras aleaciones  $\beta$  más recientes, destacan la Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al [Ti-8823], la Ti-15V-3Sn-3Cr-3Al [Ti 15-3-3-3], la Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn [ $\beta$ -III]. Un alto grado de resistencia puede ser obtenido en estas aleaciones mediante el proceso explicado para la aleación Ti13-11-13.

Un tratamiento típico para la aleación  $\beta$ -III es un revenido a 750-775°C, seguido de un rápido enfriamiento en agua o en aire y una maduración durante 24 horas a 475°C, para precipitar la fase  $\alpha$  en la matriz  $\beta$ , a una temperatura mayor de la temperatura de formación de la fase  $\omega$ . Se han llegado a obtener valores de resistencia del orden de 1400 MPa, junto a tenacidades de 54 MPa·m<sup>1/2</sup>.

## 2.8 Procesos

Desde los primeros usos del titanio y sus aleaciones, se constató la gran dependencia que tienen sus propiedades de los procesos térmicos, mecánicos y de cualquier otro tipo a que han sido sometidas.

### 2.8.1 Moldeo

El moldeo de las aleaciones de titanio está muy dificultado por la gran afinidad del líquido con el oxígeno, nitrógeno e hidrógeno, así como por la reactividad con crisoles y moldes. La fusión debe realizarse en vacío y se utilizan moldes de grafito compactado.

Las piezas moldeadas pueden presentar los defectos normales del proceso y el específico de la alta tendencia a la segregación de estas aleaciones. Si los elementos segregados son los intersticiales, el deterioro del comportamiento general, y mecánico en particular, puede ser acusado.

### 2.8.2 Pulvimetalurgia

La metalurgia de polvos aplicada a estas aleaciones reduce hasta un 50% los costes de fabricación. Se requiere polvo de suficiente pureza y con bajo contenido en elementos intersticiales. El obtenido a partir de la esponja se comprime con presiones de 400 MPa hasta densidades del 90%. El polvo prealeado es difícil de preparar por la alta reactividad del titanio líquido con gases y refractarios; puede utilizarse la atomización por centrifugación en vacío. La compresión isostática en caliente (HIP), utilizada inicialmente para eliminar defectos en piezas moldeadas, se le aplica hoy para obtener piezas sanas, sinterizadas a alta densidad, y se realiza a temperaturas a las que existe red cúbica (es habitual 2 horas a 900°C y argón a 105 MPa). La ausencia de textura y anisotropía, así como la mayor homogeneidad obtenida con estos procesos, son especialmente apreciadas en las aleaciones de titanio.

Las técnicas de solidificación rápida (RSP) presentan los mismos problemas de reactividad, pero se están utilizando para obtener polvo o cinta de nuevas aleaciones de titanio. Se están probando como aleantes las tierras raras que tienen solubilidades bajas y prometen buenos comportamientos a alta temperatura (700°C), algunos metaloides (B, Si) que forman compuestos endurecedores, elementos que forman eutectoides difíciles de homogeneizar o aleaciones como las Ti-X-Si (X = Mn, Fe, Co, Ni, Cu), que por enfriamiento rápido quedan amorfas con altas durezas y resistencias (hasta 2750 MPa).

### **2.8.3 Conformación por deformación plástica**

Puede ser deformado plásticamente para obtener diferentes formas de suministro. La forjabilidad en frío será tanto más difícil cuanto más fase en estructura hexagonal se tenga debido a las limitadas posibilidades de ser deformada plásticamente; siendo propenso a adquirir textura con diferencias notables en comportamiento según la dirección. La posibilidad de deformación en caliente (sobre todo si se traspasa la temperatura de transformación alotrópica) es equivalente a la de los aceros inoxidables, exhibiendo algunas de sus aleaciones el fenómeno de superplasticidad.

### **2.8.4 Tratamientos térmicos**

Las aleaciones de titanio, como otras aleaciones en general, pueden ser sometidas a diversos tratamientos térmicos con finalidades diferentes, aunque la posibilidad de realizar cada uno de ellos y lo alcanzado tras su realización podrá ser distinto en cada caso.

Se realizan una amplia gama de tratamientos térmicos, los cuales se describen en el apartado siguiente.

### **2.8.5 Mecanización**

La mecanización presenta dificultades similares a las de los aceros inoxidables, y mayores que las de aceros normales, aunque tenga la misma dureza. Adicionalmente presenta tendencia a calentamientos locales debido a sus propiedades térmicas, a embozar herramientas por su afinidad con otros metales y a obtener piezas con bajas tolerancias, por lo que se emplean en ocasiones métodos de mecanización químicos o electroquímicos.

### **2.8.6 Soldadura**

Los procesos de soldadura por fusión podrán realizarse siempre que se tenga un riguroso control de la atmósfera inerte o se realice el vacío. La soldabilidad está limitada a las aleaciones con estructura hexagonal o con menos del 20% de estructura cúbica. No puede utilizarse llama oxiacetilénica por la contaminación gaseosa, pero puede utilizarse soldadura eléctrica con electrodo consumible o no, así como plasma, haz de electrones o láser. El bajo calor específico y la baja conductividad son parámetros a tener en cuenta en estos procesos.

Se le puede aplicar la soldadura por difusión, presentando en esta aplicación la ventaja de que la capa de óxido y otros contaminantes superficiales, se disuelven con las condiciones a las que se realiza el proceso (900°C, 1MPa, 1 hora). La unión queda con una resistencia del orden del 90% de la de la base, por lo que se tiende a utilizarla con profusión, incluso combinándola con procesos de superplasticidad.

La soldadura fuerte puede realizarse a 1000°C, con atmósfera inerte y aportes de plata, cobre o aleaciones Ti-Cu.

### 2.8.7 Tratamientos superficiales

Los tratamientos superficiales del titanio se realizan por procedimientos normales. La limpieza por ácidos puede introducir hidrógeno en el metal. No es usual aplicar recubrimientos para el titanio, aunque a veces se realizan plaqueados de metales refractarios para evitar oxidaciones a alta temperatura, o electrolíticos de cobre (mejora el rozamiento) o de platino (para ambos). El anodizado se utiliza para obtener diferentes coloraciones superficiales por interferencia en la capa de óxido. Últimamente se están realizando experimentos para endurecer la superficie del titanio por nitruración superficial con el objeto de disminuir su desgaste.

### 2.8.8 Otros procesos

Algunas aleaciones de titanio (Ti-55 Ni, Ti-45 Nb) presentan el fenómeno de memoria de forma.

El titanio y algunas aleaciones se están desarrollando como matriz de materiales compuestos con fibras, por ejemplo, de carburo de silicio.

## 2.9 Tratamientos térmicos

### 2.9.1 Generalidades

Las aleaciones de titanio son las únicas entre las aleaciones de metales ligeros que permiten la realización de tratamientos térmicos debido a las dos fases que puede presentar el titanio, según los aleantes que se incorporen, en las aleaciones  $\alpha/\beta$  o  $\beta$ . Esto es posible debido a los efectos que la proporción de aleantes tiene en la transformación  $\beta \rightarrow \alpha$  en un sistema  $\alpha/\beta$ , como puede observarse en la figura 2.4.

Las propiedades mecánicas del titanio dependen de la composición química de la aleación y también del porcentaje de fases presentes. Por ejemplo, la resistencia de una aleación recocida aumenta linealmente con el incremento de fase  $\beta$ . Ahora bien, el porcentaje de fase presente a temperatura ambiente, si bien está perfectamente definido en condiciones ideales de equilibrio, depende también de los procesos térmicos a los que se ha sometido al material, debido a fenómenos de metaestabilidad. Es por ello que, en condiciones reales, se puede controlar mejor el porcentaje de fase presente a temperatura ambiente en una aleación dada mediante tratamientos térmicos, que controlar dicho porcentaje mediante los aleantes incluidos en la aleación.

El titanio y sus aleaciones son tratados térmicamente con los siguientes objetivos:

- Reducir las tensiones residuales producidas durante la fabricación mediante el tratamiento conocido como liberación de tensiones.
- Conseguir una combinación aceptable de ductilidad, maquinabilidad, y estabilidad dimensional y estructural, especialmente en aleaciones  $\alpha/\beta$ , mediante el tratamiento de recocido.
- Incrementar la resistencia por medio de un proceso que combine revenido y maduración.
- Optimizar propiedades particulares como la resistencia a fractura, la resistencia a fatiga o la resistencia a la fluencia a alta temperatura.

Las aleaciones  $\alpha$  y casi- $\alpha$  pueden ser tratadas para eliminar tensiones residuales, pero no es posible obtener una alta resistencia en dichas aleaciones mediante un tratamiento térmico. La obtención de una alta resistencia mediante revenido y maduración sólo es posible en aleaciones  $\alpha$ - $\beta$  ó  $\beta$ . Además, un tratamiento dado no es necesariamente aplicable a todas las aleaciones de titanio, ya que cada aleación ha sido diseñada con un objetivo diferente.

### 2.9.2 Recocido contra acritud

El titanio y sus aleaciones pueden ser tratados para reducir la acritud, sin afectar de forma negativa la resistencia o ductilidad del material.

Estos tratamientos térmicos reducen las tensiones residuales que son producidas por:

- procesos de deformación (en frío o en caliente)
- por mecanizado asimétrico
- por el enfriamiento de piezas coladas o bien por soldaduras

Esta eliminación de tensiones residuales estabiliza la forma dada al material y elimina posibles problemas, como la disminución del límite elástico a compresión (efecto Bauschinger).

En la figura 2.13 se puede comprobar que hay más de una combinación posible de temperatura y tiempo necesarias para obtener resultados satisfactorios. En general, cuanto menor es la temperatura

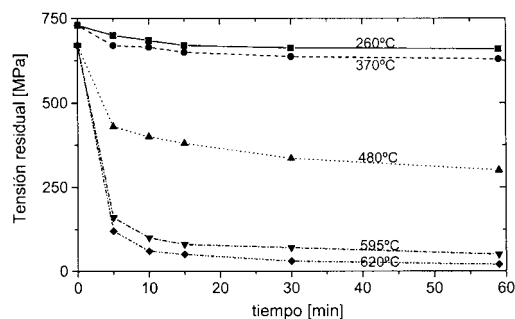


Fig. 2.13 Tensiones residuales para diferentes combinaciones de temperatura-tiempo para el tratamiento de recocido contra acritud

más largo será el tiempo de tratamiento, y a la inversa. En el tratamiento de materiales madurados o revenido, hay que evitar una sobremaduración o una disminución de resistencia, generalmente mediante condiciones de tiempo y temperatura que sólo consiguen una eliminación parcial de tensiones residuales.

La velocidad de enfriamiento no es crítica, excepto en el rango de temperaturas entre 480 y 315°C, en las que el enfriamiento debe ser uniforme. En general, es aconsejable enfriar en horno, o bien al aire, para evitar tensiones residuales por un enfriamiento no uniforme.

En el caso de aplicar este tratamiento a aleaciones  $\alpha/\beta$  con alto contenido de aleante o de aleaciones  $\beta$ , se ha de comprobar que el tratamiento es compatible con procesos de recocido, revenido, estabilización o maduración. En el caso de tratamientos para relajar tensiones en piezas con soldaduras complejas, éstos se deben realizar con temperaturas cercanas al límite superior permitido.

No existen métodos de ensayo no destructivos que permitan comprobar la eficacia del tratamiento de relajación de tensiones aplicado. El único método posible es la medición mediante difracción de rayos X.

### 2.9.3 Recocido

El término ‘recocido’ es tan frecuente que a veces el revenido es considerado erróneamente un proceso de recocido al igual que el *mill-annealing* o el recocido de recristalización. En general, las técnicas que son usadas para incrementar la dureza, la ductilidad, la estabilidad dimensional o térmica, y la resistencia a la fluencia pueden ser descritas como procesos de recocido.

En estos tratamientos, debido a que son procesos con un control de parámetros más relajado, se produce una mayor variabilidad de propiedades respecto a otros tratamientos térmicos.

Los tratamientos térmicos de recocido más comunes son:

- *Mill-annealing*
- Doble recocido
- Recocido de recristalización
- Recocido  $\beta$

### 2.9.4 *Mill-annealing*

El *mill-annealing* es un tratamiento de propósito general. No es un recocido total, ya que puede dejar muestras de forjado en frío o en caliente en productos muy forjados.

### 2.9.5 Doble recocido

El doble recocido, o dúplex, modifica las formas, medidas y distribución de fases para obtener las requeridas para una mejora en la propiedades de fluencia o de resistencia a la fractura. Por ejemplo, se

puede realizar un primer recocido cerca de la temperatura de  $\beta$ -transus para globularizar la fase  $\alpha$  deformada, seguido de un segundo recocido a baja temperatura, a fin de lograr la precipitación de fase  $\alpha$  acicular entre las partículas  $\alpha$  globulares. Estabiliza las aleaciones para su servicio en caliente.

### 2.9.6 Recocido de recristalización

El recocido de recristalización es un tratamiento térmico usado para mejorar la dureza. En dicho proceso la aleación es calentada en el límite superior del intervalo  $\alpha+\beta$ , mantenida a esta temperatura por un tiempo, y enfriada muy lentamente. En las aleaciones  $\alpha$  se obtiene una estructura homogénea de pequeños granos poliédricos equiaxiales. El crecimiento de los granos está inhibido por impurezas en el borde de grano, si bien su tamaño puede modificarse mediante ciclos de deformación-recocido. En las aleaciones  $\alpha/\beta$  se obtiene una microestructura de estos mismos granos en una matriz de fase  $\beta$ , que en el enfriamiento lento se transforma en una mezcla de fase  $\alpha$  y  $\beta$  de morfología característica, llamada *de cesta*, formada por agujas de Widmanstätten. La cantidad de fase  $\beta$  aumenta con la temperatura.

### 2.9.7 Recocido $\beta$

El recocido  $\beta$ , o simplemente recocido, es un tratamiento empleado con aleaciones con mezcla de fases  $\alpha$  y  $\beta$ . Este recocido emplea un enfriamiento lento desde temperaturas por encima del punto de  $\beta$ -transus de la aleación, al igual que el proceso de recocido de recristalización. Para prevenir un excesivo aumento del tamaño de grano, la temperatura para este tratamiento debe ser sólo ligeramente superior a la temperatura de  $\beta$ -transus de la aleación. Durante el enfriamiento, se forma una microestructura de Widmanstätten en una matriz de fase  $\beta$ . El gran tamaño de grano obtenido produce una disminución en la plasticidad, mientras que la estructura Widmanstätten provoca una mejora en la resistencia a fatiga, debido a que dicha estructura en forma de placas dificulta mucho la propagación de la grieta.

Además de estos procesos, se pueden combinar también tratamientos de enderezamiento, acabado y alisado mediante el uso de fijaciones apropiadas del material en el horno donde se realice el tratamiento.

### 2.9.8 Revenido y maduración de la martensita

La transformación alotrópica del titanio permite realizar tratamientos de temple que impidan que la estructura  $\beta$  se transforme de nuevo a fase  $\alpha$  al bajar la temperatura por debajo de  $\beta$ -transus, y también permiten la obtención de reacciones de tipo martensítico.

Este tratamiento permite obtener un amplio rango de niveles de resistencia con una ductilidad aceptable en aleaciones  $\alpha/\beta$  o  $\beta$ , basándose en la inestabilidad de la fase  $\beta$  a bajas temperaturas.

Tras la solución y enfriamiento, se realiza un tratamiento de revenido y maduración. Este consiste en calentar la estructura obtenida por enfriamiento rápido a una alta temperatura (unos 550°C en aleaciones  $\alpha/\beta$ ), a las que las martensitas de la estructura sufren diversas transformaciones (revenido),

al igual que la fase  $\beta$  retenida (maduración), obteniéndose con ello una alta resistencia. En general, el proceso en conjunto se denomina maduración.

El tratamiento térmico de revenido implica calentar la aleación a temperaturas ligeramente menores a las de  $\beta$ -transus. En el caso de las aleaciones  $\beta$ , dichas temperaturas deben hallarse por encima de la temperatura de  $\beta$ -transus. En el caso de las aleaciones  $\alpha/\beta$ , la selección de temperatura es la que permite obtener las propiedades mecánicas deseadas tras la maduración. Diferentes temperaturas de revenido producen diferentes proporciones de fase  $\beta$ , y por tanto modifican la respuesta a la maduración. Generalmente las aleaciones  $\alpha/\beta$  se tratan realizando el tratamiento de revenido a una temperatura alta, pero dentro de la zona de  $\alpha+\beta$ , ya que si se realiza el tratamiento en la zona  $\beta$ , se produce una pérdida en la ductilidad.

Otro punto importante en este tratamiento es la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de solución. La velocidad de enfriamiento tiene un efecto importante en la resistencia. Si la velocidad es muy lenta, se puede producir una difusión apreciable durante el enfriamiento, con lo que la descomposición de la fase  $\beta$  alterada no producirá un endurecimiento significativo. En general, para aleaciones  $\beta$  un enfriamiento al aire es suficiente, mientras que para aleaciones  $\alpha/\beta$  es necesario realizar un enfriamiento en agua. El método de enfriamiento también depende de la sección de la pieza, ya que a mayores secciones, mayor es la velocidad de enfriamiento necesaria.

La maduración es el paso final de los tratamientos térmicos para la obtención de alta resistencia, consistente en recalentar el material hasta una temperatura entre 425 y 650°C. Esto provoca la descomposición de la fase  $\beta$  retenida tras el enfriamiento, que a esta temperatura presenta sobresaturación. La combinación seleccionada depende de la resistencia requerida. En algunas aleaciones  $\alpha/\beta$  con una fase  $\beta$  muy estabilizada es necesario evitar que la fase  $\beta$  retenida se transforme en la fase metaestable  $\omega$ , la cual produce fragilidad. Para ello hay que realizar el tratamiento de maduración por encima de los 425°C, ya que así se asegura una total maduración del material.

Una correcta maduración proporciona al material una alta resistencia combinada con una buena ductilidad y estabilidad. A veces, se realiza una maduración a una temperatura por encima de la indicada, a fin de conseguir ligeros aumentos en la resistencia, manteniendo a la vez una tenacidad, resistencia a la entalla y estabilidad dimensional aceptables. Este proceso se denomina sobremaduración.

### 2.9.9 Contaminación durante el tratamiento térmico

Durante la realización de un tratamiento térmico, el titanio reacciona con el oxígeno, el agua, el dióxido de carbono y el hidrógeno de atmósferas oxidantes.

A menos que el tratamiento se realice en una atmósfera inerte o en hornos de vacío, el oxígeno reaccionará con el titanio, formando una capa superficial de óxidos conocida como *recubrimiento  $\alpha$*  (debido al efecto alfégeno del oxígeno). Esta capa, si bien es muy dura, también es muy frágil, por lo que es necesario retirarla antes de que la pieza sea puesta en servicio. Esto puede hacerse mediante mecanizado, pero puede producirse un excesivo desgaste de las herramientas de corte debido a la abrasión producida por el recubrimiento  $\alpha$ . Por tanto, se suele emplear una combinación de métodos

químicos con otros métodos mecánicos. El grosor de la capa a retirar se obtiene generalmente por experimentación, ya que las condiciones varían de un proceso térmico a otro.

Otro contaminante peligroso es el hidrógeno. Un alto contenido en hidrógeno puede provocar una fragilización del titanio, por la formación de hidruros. También produce una notable reducción de la vida a fatiga.

## 2.10 Aplicaciones

Las aplicaciones aeroespaciales (incluyendo su uso tanto en componentes estructurales como en los motores a reacción) todavía constituyen la mayor aportación en el uso de las aleaciones de titanio. De hecho, el titanio tuvo tanto éxito en su aplicación en la industria aeroespacial que el resto de otras aplicaciones potenciales no fueron completamente explotadas. Estas otras aplicaciones se han comenzado a explorar recientemente (últimos veinte años), estando algunas en etapas de desarrollo, mientras que otras se están usando o empezando a usar, consumiendo cantidades importantes de metal. Entre estas aplicaciones se encuentran:

1. Aplicaciones donde el titanio se usa por su alta resistencia a la corrosión, tales como procesado químico, la industria del papel, aplicaciones marinas y producción y almacenaje de energía.
2. Aplicaciones biomédicas donde se aprovecha que el titanio es inerte dentro del cuerpo humano, usándose para la fabricación de implantes quirúrgicos y dispositivos prostéticos.
3. Aplicaciones especiales que explotan propiedades específicas como la superconductividad (aleado con niobio) y el efecto de memoria de forma (aleado con níquel).
4. Áreas de nueva aplicación donde la alta resistencia específica del metal es importante, como por ejemplo en la industria de la automoción.
5. Aplicaciones de consumo desde las cámaras a la joyería, los instrumentos musicales o el equipamiento deportivo.

### 2.10.1 Aeronáutica

Su alta resistencia específica, resistencia a la fatiga y a la fluencia, así como su alta tenacidad a la fractura son características que hacen al titanio un material idóneo para la industria aeroespacial.

Con respecto a los componentes estructurales, la más temprana aplicación del titanio fue en 1952, para los de incendios del avión comercial Douglas DC-7. Desde entonces el titanio se ha venido utilizando en componentes estructurales de aviones, desde el Boeing 707 y el avión de reconocimiento supersónico SR-71 Blackbird hasta los satélites espaciales y los misiles.

En lo que se refiere a componentes de los motores a reacción, se fabrican discos de ventilación, álabes y palas de turbinas de titanio y sus aleaciones. La investigación en el titanio es un aspecto muy importante para poder incrementar la eficacia de los motores, y su uso se espera que sea posible en las



secciones que trabajan a altas temperaturas en los motores a reacción para conseguir aumentar los valores de las mismas. Los compuestos intermetálicos de titanio son otra clase de materiales que se espera que mejoren la relación empuje/peso en los motores a reacción. Asimismo, el uso de piezas de precisión moldeadas con titanio, tales como cámaras de admisión y camisas de compresor, está aumentando.

### 2.10.2 Corrosión

El titanio comercialmente puro es más utilizado que las otras aleaciones de titanio cuando se requiere una alta resistencia a la corrosión, especialmente en aquellos casos en los que no es necesaria una alta resistencia mecánica. Habitualmente la razón de la posible elección del titanio en una aplicación donde se requiere alta resistencia a la corrosión es de tipo económico.

Dentro del campo de la industria del proceso, el titanio es utilizado para la construcción de bombas, depósitos, reactores químicos y columnas de fraccionamiento.

En aplicaciones marinas, sometidas al ataque de soluciones salinas, la aplicación de titanio incluye: hélices y ejes de timón, cascos de cámaras de presión submarina, componentes de botes salvavidas y plataformas petrolíferas.

Dentro del campo de la producción y almacenaje de energía, el titanio se está aplicando a la construcción de intercambiadores de calor, condensadores y conducciones en centrales que utilizan agua de mar como refrigerante. Una aplicación crítica corresponde a la construcción del condensador principal de las plantas nucleares, el cual no debe tener ningún tipo de pérdida.

Dos aplicaciones relativamente novedosas de las aleaciones de titanio son en las unidades de desulfuración de gases canalizados con el objetivo de eliminar las emisiones de las centrales térmicas de carbón, y como bombonas contenedoras de residuos radioactivos de baja intensidad.

### 2.10.3 Biomedicina

La utilidad del titanio como material biomédico radica en la falta de reacciones de rechazo por parte de los tejidos del cuerpo humano, debida principalmente a su alta resistencia a la corrosión en el medio fisiológico.

El titanio y sus aleaciones están siendo utilizadas en la construcción de prótesis articulares, prótesis orales y componentes para la fabricación de válvulas cardíacas y componentes de marcapasos. En el campo de la traumatología también se está utilizando en la elaboración de clavos y placas de osteosíntesis para la recuperación de fracturas óseas. Los implantes de titanio que se están especialmente preparados con superficies porosa o rugosas promueven el crecimiento del hueso sobre estas superficies, lo cual resulta en un aumento de la fijación y una mejora en la respuesta del implante a largo plazo.

Otra aplicación, dentro del campo biomédico, es la utilización de materiales con memoria de forma para la construcción de clips o alambres de ortodoncia, con el objeto de presionar sobre las zonas a

tratar. Estas aleaciones con memoria de forma (a base de titanio y níquel) también están siendo utilizadas en la elaboración de redes tubulares que se expanden al ser introducidas en las venas y arterias en el momento en que son calentadas por el organismo, con el propósito de abrir y ensanchar las citadas venas y arterias.

#### 2.10.4 Otras aplicaciones

Las propiedades específicas del titanio lo hacen un material atractivo para los diseñadores de una gran variedad de industrias. El titanio todavía es relativamente caro cuando se compara con el acero o el aluminio, pero el aumento de su uso dentro de los campos comentados hasta ahora hace que se pueda esperar una disminución en los costes de producción, resultando en un crecimiento aún mayor en la diversidad de sus aplicaciones. Así pues, hay otros campos en los que el titanio y sus aleaciones se comienzan a aplicar. Hoy en día se hace de forma puntual, aunque se espera un amplio desarrollo de su aplicación:

1. Dentro del campo de la automoción, el titanio se utiliza en alta competición para la construcción de elementos de motor, sistemas de transmisión y suspensión. También hay empresas que están contemplando la posibilidad de incluir válvulas y muelles de suspensión en modelos de turismos. En cualquier caso, el desarrollo de la reducción de costes y de tratamientos superficiales para aumentar la durabilidad del titanio es esencial para incrementar el uso de titanio en la automoción.
2. Dentro del campo de la arquitectura, los arquitectos japoneses han utilizado el titanio como material de construcción durante algún tiempo. Un ejemplo es el techo del acuario municipal de Kobe, en el cual se usaron aproximadamente 11000 Kg. de titanio. Aunque es más costoso que el acero inoxidable, el titanio se considera económicamente rentable en estructuras levantadas en los trópicos y otras áreas que están expuestas a vientos cálidos y muy fuertes.
3. Su aplicación como bienes de consumo en la joyería, el deporte, etc. cada vez está más extendida.

#### 2.11 Referencias

1. Abkowitz, Bureke et al. *Titanium in industry*. D. Van Nostrand. New York, 1955.
2. *Annual Book of ASM Standards, vol. 13*. American Society for Metals. Easton, EEUU, 1994.
3. Cigada, Cabrini, Pedferri. *Increasing the Corrosion Resistance of the Ti-6Al-4V Alloy by High Thickness Anodic Oxidation*. Mat. in Medicine. 3 (1992) 408-412.
4. Donachie, M. *Titanium, A Technical Guide*. American Society for Metals. Ohio. 1988.
5. Froes, Bomberger. *The Beta Titanium Alloys*. Journal of Metals, July 1985.
6. Gil, Fernández et al. *Endurecimiento superficial mediante tratamientos térmicos de la aleación Ti-6Al-4V para implantes quirúrgicos*. Biomecánica. Barcelona. pag 51, vol 2, 1993.
7. Gil, Planell. *Aplicaciones biomecánicas del titanio y sus aleaciones*. Barcelona. 1991.
8. Gilbert. *Heat treating of Titanium and Titanium Alloys*. Mat Sci Rev, 1992.
9. Hammond, Nutting. *The physical metallurgy of superalloys and titanium alloys*. Mat Sci. pag 474, oct. 1987.
10. Kossowsky, R. *Surface modification engineering (vol. 1)*. Boca Raton (EEUU), 1984.
11. *Material Properties Handbook. Titanium alloys*. American Society for Metals. Ohio. 1994.

12. Polmear, I.J. *Light Alloys. Metallurgy of the Light Metals*. De. Arnold. London. 1981.
13. Qiu, Conrad et al. *Plasma Source Nitrogen Ion Implantation of Ti-6Al-4V*. Met. Trans. pag. 1663, vol 21A, 1990.
14. Van Noort, R. *Titanium: the implant material of today*. Journal of Mat. Science. pag. 3801, vol 22. 1987.
15. *Wear and Fracture Prevention*. American Society for Metals. Ohio. 1981.
16. Tarín, P. *Titanio y sus aleaciones*. Universidad Politécnica de Madrid. Madrid, 2000.

## 3 Magnesio

### 3.1 Historia del magnesio

El magnesio es un metal del que hay reservas naturales considerables y que en la corteza terrestre ocupa el octavo lugar decreciente en abundancia (2,2 %), mientras que representa el 0,13 % del agua del mar (1,3 kg/m<sup>3</sup>), lo cual le hace un metal prácticamente inagotable.

Se encuentra en distintos minerales terrestres (dolomita, magnesita, brucita,...), siendo la dolomita (MgCO<sub>3</sub>·CaCO<sub>3</sub>) la más abundante y la magnesita o giobertita (MgCO<sub>3</sub>) la más interesante, ya que se explota, principalmente, para la fabricación de refractarios industriales. Por su parte, el cloruro (MgCl<sub>2</sub>) se encuentra en el mineral no utilizado carnalita (MgCl<sub>2</sub>·KCl·6H<sub>2</sub>O) y, mayoritariamente, en el agua marina, de la que se puede extraer el metal a gran escala.

El magnesio fue aislado por primera vez en 1808 por Humphrey Davey. El método que utilizó fue la electrólisis en la pila de Volta a partir de una mezcla pastosa de magnesia y sulfuro de mercurio. Esta pasta, después de la evaporación del mercurio, pasa a una amalgama que deja al mercurio en forma de polvo.

Veinte años más tarde, Bussy es capaz de preparar MgCl<sub>2</sub> anhidro por acción del carbón y del cloro sobre el MgO por reducción con potasio en forma de vapor. Poco después (1830) Liebig, aprovechando y ampliando los resultados de Bussy, obtiene gramos puros del metal y determina algunas de sus propiedades.

La extracción del magnesio por electrólisis a partir del MgCl<sub>2</sub> fundido fue descubierta por Bunsen en 1852, y en 1862 se inicia en Inglaterra la producción de magnesio a pequeña escala industrial por el método de Saint-Claire Deville, que consiste en la reducción con sodio del MgCl<sub>2</sub> anhidro.

La producción industrial comenzó en Alemania en 1886, pero sólo había alcanzado las 10 toneladas en el mundo entero en el 1900. Esta aumentó a 350 toneladas en 1915 y después dio un salto hasta las 3000 toneladas hacia finales de la Primera Guerra Mundial, cayendo sólo 350 toneladas hacia 1920. La producción en 1939 fue 32000 toneladas y, debido al ímpetu de la Segunda Guerra Mundial, volvió a crecer hasta diez veces, para no volver a caer hasta finales de la década de los 40. La producción media durante los últimos años ha sido cercana a las 250000 toneladas/año.

## 3.2 Obtención y refinado del magnesio

### 3.2.1 Obtención del magnesio

Para la extracción del magnesio se utilizan distintos métodos basados en dos procedimientos generales (Fig. 3.1), la electrólisis ígnea del  $\text{MgCl}_2$  anhidro fundido (que representa el 80 % de lo obtenido) y la reducción térmica del  $\text{MgO}$ .

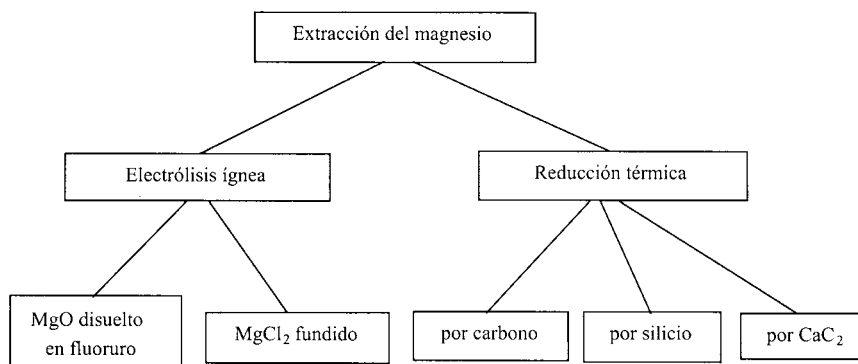


Fig. 3.1 Representación esquemática de los métodos de extracción para el magnesio

Con respecto a la extracción por electrólisis ígnea, se puede distinguir la electrólisis del  $\text{MgO}$  disuelto en un fluoruro y el método de electrólisis del  $\text{MgCl}_2$  fundido; y este último a su vez se distingue en función del método utilizado para obtener el  $\text{MgCl}_2$  anhidro; mientras que para el procedimiento de reducción térmica, podemos distinguir en función de la naturaleza del reductor: reducción por carbono, por silicio y por  $\text{CaC}_2$ .

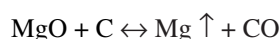
El método de obtención por medio de la electrólisis ígnea del  $\text{MgO}$  disuelto en un fluoruro es un método actualmente poco utilizado, que se fundamenta en una transformación del método clásico empleado para el aluminio, y que consiste en que la magnesia se disuelve en un baño de fluoruros ajustando su densidad y su punto de fusión. Para el magnesio la marcha de la cuba de electrólisis y el ajuste de entretenimiento del baño son más difíciles que para el aluminio, debido a que el magnesio se altera más fácilmente, flotando fundido encima del electrolito.

En cambio el método de obtención por electrólisis del  $\text{MgCl}_2$  anhidro fundido es el más empleado, representando el 80 % del total de la obtención mundial. La dificultad del método reside en la preparación del  $\text{MgCl}_2$  anhidro, ya que, mientras que es relativamente fácil obtener  $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ , la eliminación total del agua de cristalización es muy complicada. Por esto, las diferencias entre los distintos procedimientos dentro de este mismo método se fundamentan en como obtener el  $\text{MgCl}_2$  anhidro.

Los cuatro primeros moles de agua son fáciles de evaporar por calentamiento en aire hasta obtener el dihidrato ( $\text{MgCl}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ ), pero la deshidratación llega a un equilibrio a partir del cual resulta contraproducente continuar calentando, ya que se lleva a la obtención de óxidos y oxicloruros indeseables.

Un primer método para terminar de deshidratar consiste en añadir pequeñas cantidades de cloro parcialmente deshidratado directamente sobre una mezcla líquida de magnesio, sodio y cloruros de calcio contenida en la célula de electrólisis. Otro método consiste en el calentamiento del baño en una atmósfera de HCl seco. Y una última aproximación consiste en utilizar una semilla de carnalita deshidratada que al ser introducida en la celda se reduce fácilmente a la forma anhidra.

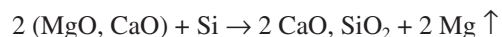
En la reducción del MgO por acción del carbono la reacción que controla el proceso es:



Esta reacción en el equilibrio se completa hacia la derecha a temperaturas inferiores a los 2000°C, representando un rasgo característico de la misma que el magnesio a temperaturas superiores a los 1200°C es gaseoso, con una elevada presión de vapor.

El proceso de reducción se lleva a cabo en un horno de arco eléctrico cuyos electrodos son de carbono, aportando de esta manera el elemento reductor. Los vapores de magnesio obtenidos son arrastrados y refrigerados a alta velocidad por gas hidrógeno, con el propósito de impedir la inversión de la reacción. Al enfriarse, el magnesio se deposita en forma de polvo en un condensador. El polvo obtenido se arrastra hasta su evacuación del condensador por medio de un extractor de caracol.

En el caso de la reducción del óxido de magnesio por medio del silicio, que es el más utilizado de los métodos de obtención por reducción del MgO, se utilizan hornos de vacío y se parte de dolomita calcinada y un ferrosilicio para que se lleve a cabo la reacción de reducción:



En este caso no se llega al equilibrio de la reacción. Se puede condensar el metal, a partir del magnesio volatilizado, en forma compacta y no es necesario el uso de hidrógeno como en la reducción por carbono, ya que la temperatura de reducción es menor (1200-1400°C).

El más reciente de los métodos por reducción por silicio es conocido como *Magnétherm* y se diferencia en que produce una escoria fundida que puede ser retirada sin necesidad de romper el vacío. El horno eléctrico se calienta internamente y se utiliza la alúmina como fundente para disminuir la temperatura de fusión de la escoria.

Finalmente, en el caso de la reducción del MgO mediante  $\text{CaC}_2$ , la reacción de reducción que rige el proceso es:



En este caso tanto el óxido como el cloruro como el sulfato de magnesio se pueden reducir por acción del  $\text{CaC}_2$  entre 1200-1600°C y, si se añade una pequeña cantidad de fluoruro o cloruro de calcio, la reacción se acelera. El metal se desprende en forma de vapor y el residuo queda sólido, pudiéndose finalmente obtener el metal condensado en una masa compacta. En este caso también se puede utilizar la dolomita como mineral de partida, además del MgO.

### 3.2.2 Refino del magnesio

Cuando se parte de chatarras contaminadas es posible realizar un refino del magnesio. En estos procesos se pueden eliminar tanto elementos metálicos como no metálicos que contaminan a las chatarras. Asimismo se puede refinar el magnesio procedente de la reducción con el objetivo de obtenerlo en estado de alta pureza.

Para eliminar los elementos no metálicos (inclusiones de óxidos y sales, compuestos tipo nitruro y el hidrógeno) se puede realizar un tratamiento mediante fundentes de afino, tales como  $\text{MgCl}_2$  67 % -  $\text{MgF}_2$  33% (anhidros) y  $\text{B}_2\text{O}_3$  15 %,  $\text{B}_2\text{O}_3\text{Na}_3$  85 % (fundido) que eliminará los cloruros, los nitruros y óxidos perjudiciales. También se puede llevar a cabo un tratamiento por barboteo de cloro, lo que eliminará el hidrógeno tal y como se hace para el aluminio (Fig. 3.2) o una adición de Zr, lo cual impide de forma totalmente eficaz el desprendimiento ulterior del hidrógeno en el momento de la solidificación.

La eliminación de los elementos se lleva a cabo mediante distintos tratamientos que se basan en ciertos casos (hierro, aluminio, silicio) en que es posible englobar ciertas impurezas en los compuestos insolubles y ya solidificados a una temperatura que permite todavía colar el magnesio. En otros casos (calcio) el tratamiento se basa en que este metal reacciona con el  $\text{MgCl}_2$ , y en otros (alcalinos), en que se oxidan preferentemente con el aire en la superficie del baño fundido.

Finalmente, la purificación para obtener metal de alta pureza se realiza mediante doble electrólisis, mediante sublimación en vacío (Fig. 3.3) o en laboratorio mediante el método de la zona fundida, como para otros metales.

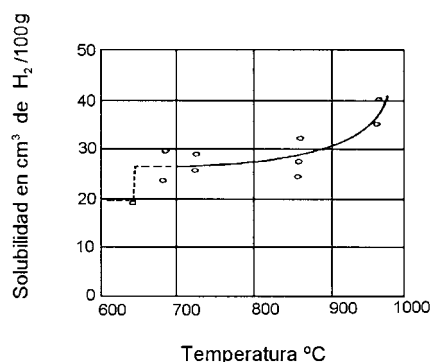


Fig. 3.2 Solubilidad del hidrógeno en el magnesio en función de la temperatura

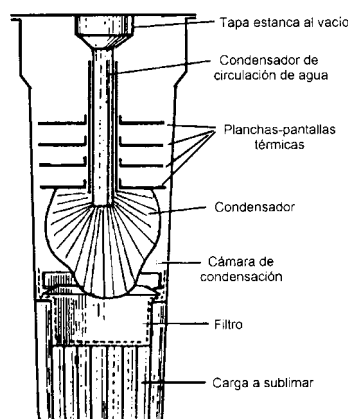
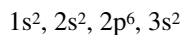


Fig. 3.3 Dispositivo para la purificación del magnesio mediante sublimación en vacío

## 3.3 Propiedades del magnesio

### 3.3.1 Propiedades físicas

El magnesio es un elemento alcalinotérreo, como el berilio o el calcio, cuya configuración electrónica es:



Esta estructura es característica de este grupo de elementos, con la tendencia a perder los dos electrones del tercer nivel y así conseguir la estructura electrónica del gas noble neón. Dicha estructura electrónica, unida al tamaño del átomo, implica que el magnesio pueda formar soluciones sólidas con una gran cantidad de elementos.

El magnesio tiene tres isótopos naturales (Masa atómica = 24, 25 y 26) y 2 artificiales radioactivos (Masa atómica = 23 y 27).

Está clasificado como un metal ligero, siendo de hecho más de cuatro veces menos denso que el acero, más de dos que el titanio e incluso casi la mitad que el aluminio. Ello, unido a sus propiedades mecánicas, lo hacen el segundo con mayor valor de resistencia específica, sólo superado por el berilio.

Su color en estado puro es blanco plateado y brillante. En la tabla 3.1 se resumen las propiedades físicas el magnesio.

Propiedad	Valor
Número atómico	12
Peso atómico	24,312
Estructura cristalina	Hexagonal compacta (25°C)
Parámetros de red	a = 3,21 Å; c = 5,21 Å (25°C) c/a = 1,624
Distancia interatómica mínima	0,3196 nm
Densidad	1,738 g/cm <sup>3</sup> (20°C), sólido 1,65 g/cm <sup>3</sup> (650°C), sólido 1,58 g/cm <sup>3</sup> (650°C), líquido
Compresión en enfriamiento, 650 → 20°C	5 %
Punto de fusión	650°C
Punto de ebullición	1107 ± 10°C
Calor específico	1,025 kJ/kg·K (20°C)
Calor latente de fusión	360 – 377 kJ/kg
Calor latente de sublimación	6113 – 6238 kJ/kg (25°C)
Calor latente de vaporización	5150 – 5400 kJ/kg
Conductividad térmica	418 W/m·K (20°C)
Calor de combustión	24900 – 25200 kJ/kg
Conductividad eléctrica	38,6 % IACS
Resistividad eléctrica	44,5 nΩ (Policristalino a 20°C)
Susceptibilidad magnética	0,00627 – 0,00632 mks
Permeabilidad magnética	1,000012
Reflectividad	72 % a λ = 0,5 μm 74 % a λ = 1,0 μm 80 % a λ = 3,0 μm 93 % a λ = 9,0 μm
Emisividad	0,07 (22°C)
Sección eficaz de absorción	0,063 b (neutrones térmicos)

Tabla 3.1 Propiedades físicas del magnesio



### 3.3.2 Propiedades químicas

El magnesio primario tiene una pureza mínima del 99,8 % y consigue su especificación definitiva al limitar la cantidad de ciertas impurezas. Esta pureza es suficiente para la mayoría de usos químicos y metalúrgicos.

La mayoría del magnesio que se vende está producido electrolíticamente como magnesio primario. Para aplicaciones que requieren un mínimo específico de impurezas, hay disponibles diferentes grados de magnesio electrolítico (Tabla 3.2).

Designación	Composición [%]									
	Al	Ca	Cu	Fe	Mn	Ni	Pb	Si	Sn	Otros
Primario	0,005	0,0014	0,0014	0,029	0,06	<0,0005	0,0007	0,0015	0,0015	<0,05
Magnesio 2	--	--	<0,02	<0,05	<0,01	<0,001	<0,01	--	--	<0,05
Magnesio 3	<0,004	<0,003	<0,005	<0,03	<0,01	<0,001	<0,01	<0,005	<0,005	<0,01
Magnesio 4	<0,002	<0,003	<0,004	<0,03	<0,004	<0,001	<0,005	<0,005	<0,005	<0,01
Magnesio 5	--	--	<0,003	<0,003	<0,004	<0,001	<0,005	<0,005	<0,005	<0,01

Tabla 3.2 Composiciones químicas de los magnesios puros comercialmente disponibles

El magnesio con pequeñas cantidades de aluminio, manganeso, tierras raras, torio, zinc o circonio permite la obtención de aleaciones con altos ratios de resistencia mecánica/peso tanto a temperatura ambiente como a alta temperatura.

El magnesio es un elemento químico activo y reacciona con la mayoría de los agentes oxidantes más comunes. Un gran número de metales se prepara por reducción térmica con magnesio. Ejemplos de estos metales serían: torio, titanio, uranio y circonio. Como catalizador, el titanio es útil para provocar reacciones de condensación orgánica, reducción, adición, y deshalogenización. Es útil para la síntesis de compuestos orgánicos complejos y especiales a través del proceso de Grignard.

El magnesio aleado con otros elementos como el aluminio, el cobre, la fundición, el plomo, el níquel y el zinc mejora las propiedades de éstos. También desoxida el cobre, el estaño, desulfuriza el hierro y el níquel y desbismutiza el plomo.

Como ánodo galvánico, el magnesio confiere una efectiva protección contra la corrosión en múltiples estructuras que trabajan bajo la tierra o bajo el agua.

#### 3.3.2.1 Aspectos generales de resistencia a la corrosión

La resistencia a la corrosión del magnesio es dependiente de la calidad de la formación de la capa protectora superficial. En este sentido, la velocidad de formación de la misma, su solubilidad y sus variaciones químicas varían con el medio al que están expuestas, así como de los elementos aleantes e impurezas presentes en el metal.

El magnesio tiene buena resistencia a la corrosión tanto en atmósferas de interior como en atmósferas exteriores y, en ausencia de pares galvánicos, muestra incluso resistencia a medios agresivos como el agua marina. En ambientes marinos moderados o suaves y atmósferas industriales de interior, su resistencia excede significativamente a la de los aceros suaves. El magnesio forma una capa protectora que protege de la acción del agua destilada estancada.

### 3.3.2.2 Resistencia a agentes específicos

La acción de soluciones salinas sobre el magnesio depende tanto del anión como del catión de la sal disuelta. Las soluciones neutras de sales de metales pesados causan generalmente ataques severos sobre el magnesio. Si el ataque es provocado por alcalinos, cromatos, fluoruros, nitratos o fosfatos, éste es suave; sin embargo, la corrosión es más vigorosa en soluciones cloradas, bromadas, yodadas y de sulfatos.

Los ácidos minerales, excepto el hidrófluorhídrico y los ácidos crómicos, disuelven al magnesio rápidamente. Las soluciones acuosas y los ácidos orgánicos atacan al magnesio, mientras que los ácidos grasos, ya sean en caliente o en frío, secos o conteniendo agua, no lo hacen.

El magnesio no se ve afectado por hidrocarburos aromáticos ni alifáticos, tampoco por las cetonas, los éteres, los glicoles, ni los alcoholes, exceptuando el metanol anhidro. Esta última reacción puede ser parcialmente inhibida con la presencia de agua en el metanol.

Los compuestos orgánicos halogenados no atacan al magnesio a temperatura ambiente, pero a temperaturas elevadas, o con presencia de agua, la corrosión puede ser severa. No se han detectado reacciones significativas entre el magnesio y el cloruro de metilo, el tetracloruro de carbono, ni el cloroformo, incluso después de prolongados calentamientos bajo fuertes presiones.

Tanto los haluros alcalinos poco básicos como los derivados de amilos muestran reacciones con el magnesio, pero sólo bajo presión y a temperaturas superiores a los 270°C. Sin embargo, los haluros alcalinos más básicos provocan reacción con el magnesio a temperaturas de su punto de ebullición. En general, la presencia de agua estimula significativamente la reacción entre el magnesio y los compuestos halogenados a elevadas temperaturas. Los hidrocarburos fluorados normalmente no muestra reacción con el magnesio en ambientes secos.

### 3.3.3 Propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas del magnesio son principalmente dependientes de que su estructura cristalina es hexagonal compacta, lo cual implica que la anisotropía del monocristal es muy importante y que los planos cristalinos son poco numerosos (el (0001) entre 25 y 225°C y el (1011) por encima de 225°C). De ello resulta que la capacidad de deformación de los policristales será pequeña y que las propiedades serán ampliamente influidas por la dimensión de los granos con relación a la probeta de ensayo.

Para el metal puro y para sus aleaciones se establece una relación entre el tamaño de grano y la resistencia a la tracción, el módulo de elasticidad y el alargamiento (Fig. 3.4). En el caso de la figura 3.4 se ensayaron alambres extruídos de diámetro 2,4 mm dando para el caso más favorable (grano

muy fino, es decir, gran número de granos por  $\text{mm}^2$ ) alargamiento del 12-15 %, una resistencia a la tracción de aproximadamente 200 MPa y el límite elástico al 0,2 % de 120 MPa.

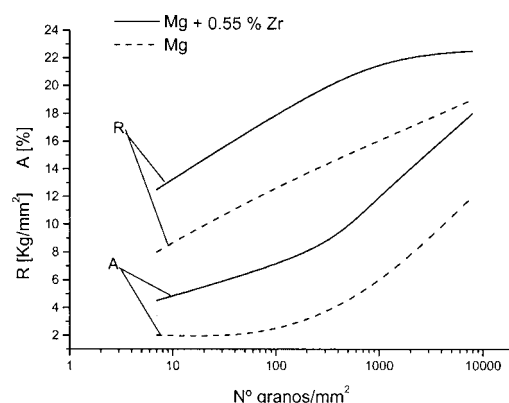


Fig. 3.4 Relación entre la resistencia a la rotura, el alargamiento y el número de granos por  $\text{mm}^2$ , para el magnesio y la aleación Mg-Zr (0,55%) forjados

En la misma figura 3.4 se puede observar el efecto de alear al magnesio con 0,55 % en peso de circonio. Para un mismo tamaño de grano, la aleación con circonio presenta un alargamiento mucho mayor que el metal base, así como una mejor resistencia a la tracción y un mayor módulo elástico, sobre todo para el tamaño de grano más basto.

En la tabla 3.3 se muestran valores de propiedades a tracción, a compresión y de dureza del magnesio puro en distintos estados de conformación.

Estado y sección	Resistencia a la tracción [MPa]	Límite elástico 0,2% a tracción [MPa]	Límite elástico 0,2% a compresión [MPa]	Elongación en 50 mm [%]	Dureza [HRE]
Moldeado; 13 mm diám.	90	21	21	2-6	16
Extruído; 13 mm diám.	165-205	69-105	34-55	5-8	26
Placa laminada	180-220	115-140	105-115	2-10	48-54
Placa recocida	160-195	90-105	69-83	3-15	37-39

Tabla 3.3 Propiedades mecánicas del magnesio a 20 °C

El módulo de elasticidad para probetas policristalinas es de 45 GPa aproximadamente (Fig. 3.5), el coeficiente de Poisson es 0,33 y el de fricción 0,36 a 20°C.

Al deformar en frío el magnesio se observa que al comienzo de la deformación (5-10 %) se produce un ligero aumento de la resistencia a tracción y del módulo elástico, con una disminución del alargamiento y rotura generalizada del material. Al superar esta deformación, se aprecia un descenso

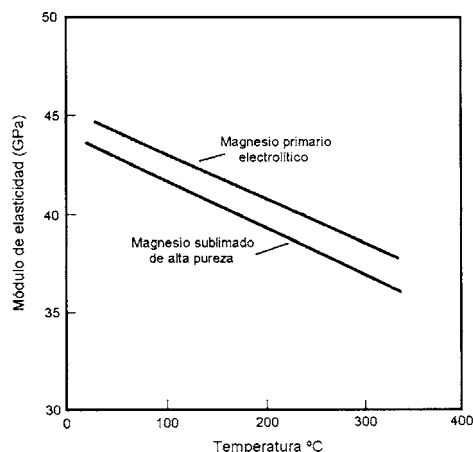


Fig. 3.5 Dependencia del módulo de elasticidad del magnesio puro con la temperatura

brusco de la resistencia mecánica y del alargamiento. Un calentamiento de restauración o de recristalización no permite devolver al magnesio los valores iniciales, es decir, el deterioro del material es permanente.

Sólo las aleaciones Mg-Al-Zr pueden soportar deformaciones de entre el 15 % y el 30 %, mostrando el consecuente endurecimiento por deformación (aumento de resistencia a la tracción y módulo elástico y descenso de alargamiento). Por encima de ese valor, se comportan como el magnesio y resto de sus aleaciones.

Sin embargo, si las deformaciones son muy lentas y progresivas, es posible conseguir grandes deformaciones totales a temperatura ordinaria. Así se consigue que el material aumente su alargamiento a la rotura al aumentar la deformación, de tal manera que, después de realizar las primeras deformaciones, el material poco a poco permite con mayor facilidad su alargamiento.

Respecto a los fenómenos de restauración y recristalización es importante destacar que, por una parte, la acritud crítica separa, para las temperaturas elevadas, la restauración y la recristalización de grano grosero; por otra parte, hay un paso muy progresivo de un fenómeno a otro a partir de la temperatura de la recristalización, a temperaturas medias y, por último, el crecimiento de grano en el metal calentado a temperatura elevada es rápido, salvo si existe adición de circonio.

La resistencia mecánica (límite elástico y resistencia a la rotura) en caliente es baja para el metal puro y se mejora para algunas aleaciones (Ce, Th, ...), como se verá más adelante. Las características de rotura por fluencia se pueden consultar en las figuras 3.6 y 3.7.

Para temperaturas entre la ambiente y los 300°C, el módulo de elasticidad decrece linealmente con la temperatura, siendo menos acusado este decrecimiento en el caso de las aleaciones Mg-Th que en las aleaciones Mg-Al-Zn.

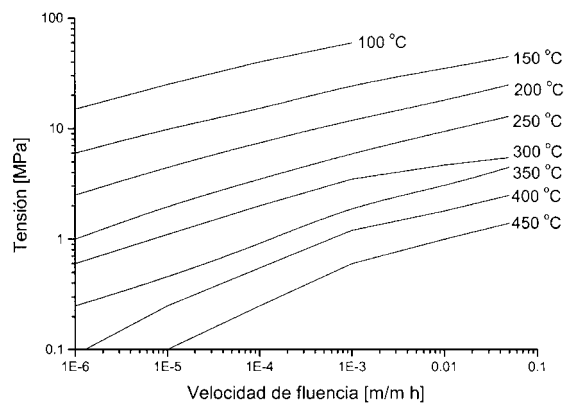


Fig. 3.6 Velocidad de fluencia media en función de la tensión y de la temperatura

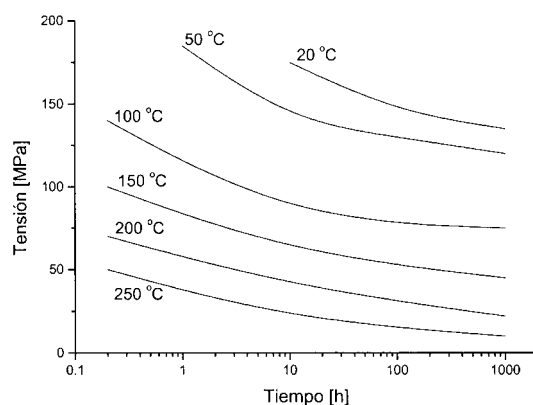


Fig. 3.7 Vida a rotura del magnesio dependiendo de la temperatura

A bajas temperaturas, la resistencia a la tracción, el límite elástico y la dureza aumentan, mientras que disminuye la ductilidad.

El magnesio y sus aleaciones presentan un excelente amortiguamiento, confiriéndole la capacidad de disminuir las vibraciones y el ruido en muchas aplicaciones.

### 3.4 Introducción a las aleaciones de magnesio

#### 3.4.1 Aleación del Magnesio

El magnesio es fácilmente disponible en purezas que exceden el 99,8 %, pero raramente se utiliza para aplicaciones ingenieriles si no es aleado con otros metales. Las propiedades que determinan la metalurgia física del magnesio son la estructura hexagonal de la red cristalina ( $c/a = 1,624$ ) y que su diámetro atómico (0,32nm) permite factores de forma favorables con una gran variedad de elementos

en solución. El aluminio, el zinc, el cerio, el litio, el manganeso, la plata, el torio y el circonio son ejemplos de la amplia variedad de elementos que se encuentran en las aleaciones comerciales.

El magnesio en diagramas de fase binarios muestra peritéticos y más comúnmente eutéticos, excepto para el caso del cadmio en que se forma una solución sólida continua. De la amplia gama de compuestos intermetálicos que se pueden formar, los tres tipos de estructuras más frecuentes son:

- AB. Estructura tipo CsCl, cúbica simple. Algunos ejemplos son MgTi, MgAg, SnMg; pudiendo verse que el magnesio puede actuar tanto como el elemento electropositivo como el electronegativo.
- AB<sub>2</sub>. Fases de Laves con ratio atómico  $R_A/R_B = 1,23$  preferentemente. Existen tres tipos principalmente: MgCu<sub>2</sub> (cúbica centrada en las caras), MgZn<sub>2</sub> (hexagonal) y MgNi<sub>2</sub> (hexagonal).
- CaF<sub>2</sub>. Este grupo contiene elementos del Grupo IV siendo algunos ejemplos Mg<sub>2</sub>Si y Mg<sub>2</sub>Sn (cúbicos centrados en las caras).

En el caso del magnesio siempre ha predominado la producción de productos moldeados sobre la de productos conformados por deformación plástica, principalmente en Europa, donde los primeros representan el 85-90 % de la producción. Los primeros elementos aleantes que se emplearon fueron el aluminio, el zinc y el manganeso y todavía ahora las aleaciones Mg-Al-Zn son las más empleadas para el moldeo de piezas. Para los productos conformados por deformación plástica la aleación Mg-1,5Mn fue la primera que se utilizó para la fabricación de placas, productos extruídos y productos forjados. Sin embargo, esta aleación ya está completamente obsoleta.

Las primeras aleaciones del tipo Mg-Al-Zn sufrían corrosión severa al contacto con líquido o en atmósfera húmeda, factor que se controló a mediados de los 20 al descubrir que pequeñas adiciones de manganeso (0,2% en peso) incrementaban significativamente la resistencia a la corrosión de la aleación. El papel de este elemento fue permitir que el hierro y otras impurezas de metales pesados pasasen a compuestos intermetálicos de relativamente poca influencia negativa sobre la corrosión, y además, algunos de ellos se podían separar durante la fusión. El límite de tolerancia en la composición a partir del cual la corrosión del magnesio aumenta de manera acentuada es 5, 170 y 1300 ppm para el níquel, el hierro y el cobre respectivamente.

Otro problema asociado con las primeras aleaciones de magnesio fue que el tamaño de grano tendía a ser grande y muy desigual, lo que se traducía a menudo en un descenso de las propiedades mecánicas, microporosidad y, en el caso de los productos conformados por deformación plástica, excesiva anisotropía de las propiedades. Asimismo provocaban que los valores de límite elástico fueran particularmente bajos respecto a los de resistencia a la tracción. A finales de los 30 se descubrió que el circonio tenía un marcado efecto como afinador de grano del magnesio, aunque todavía fueron necesarios unos años más para conseguir alear de forma efectiva este metal. En este sentido, cabe decir que los parámetros de la red hexagonal del  $\alpha$ -circonio y del magnesio son muy similares, lo cual sugiere la posibilidad de que las partículas de circonio sean lugares preferenciales para la nucleación heterogénea de los granos de magnesio durante la nucleación. Paradójicamente, el circonio no se había estado utilizando en muchas de las aleaciones comerciales como elemento aleante porque tenía una gran facilidad para formar compuestos con otros metales como el aluminio y el manganeso. Así se desarrolló toda una nueva familia de aleaciones que contenía circonio y que permitiría obtener

tanto productos moldeados como conformados por deformación plástica. Estas aleaciones mejoraban las propiedades mecánicas tanto a temperatura ambiente como a altas temperaturas y son actualmente muy utilizadas en la industria aeroespacial.

Otra característica de los sistemas aleantes en que la solubilidad es fuertemente dependiente del factor de tamaño atómico es que la solubilidad en el estado sólido decrece al disminuir la temperatura. Esta característica es fundamental para obtener endurecimiento por precipitación, fenómeno al que son susceptibles las aleaciones de magnesio aunque la respuesta sea significativamente menor que la obtenida para las aleaciones de aluminio. Los procesos de precipitación son complejos y aún poco comprendidos, un resumen de los cuales se puede consultar en la tabla 3.4.

Tipo de aleaciones	Proceso de precipitación			
Mg-Al	SSS $\rightarrow$ Mg <sub>17</sub> Al <sub>12</sub> (I)			
Mg-Zn(-Cu)	SSS $\rightarrow$ Discos de zonas GP (C)	$\rightarrow$ Varillas de MgZn <sub>2</sub> hexagonal centrado en el cuerpo (C)	$\rightarrow$ Discos de MgZn <sub>2</sub> hexagonal centrado en el cuerpo (S)	$\rightarrow$ Mg <sub>2</sub> Zn <sub>3</sub> trigonal (I)
Mg-Nd	SSS $\rightarrow$ Placas de zonas GP [Mg-Nd] (C)	$\rightarrow$ $\beta''$ Mg <sub>3</sub> Nd ? hexagonal centrada en el cuerpo en superred DO <sub>19</sub>	$\rightarrow$ $\beta'$ Placas de Mg <sub>3</sub> Nd cúbico centrado en las caras (S)	$\rightarrow$ $\beta$ Mg <sub>12</sub> Nd tetragonal centrado en el cuerpo (I)
Mg-Y-Nd	SSS $\rightarrow$ ?	$\rightarrow$ Placas de superred hexagonal DO <sub>19</sub>	$\rightarrow$ $\beta'$ Placas de Mg <sub>12</sub> NdY? ortorrómbico centrado en el cuerpo	$\rightarrow$ $\beta$ Mg <sub>11</sub> NdY <sub>2</sub> ? cúbico centrado en el cuerpo (I)
Mg-Th	SSS $\rightarrow$ $\beta''$ Discos de Mg <sub>3</sub> Th? hexagonal centrada en el cuerpo en superred DO <sub>19</sub>	$\rightarrow$ $\searrow \rightarrow$	$\rightarrow$ $\rightarrow$ Mg <sub>2</sub> Th (i) $\beta_1$ hexagonal (ii) $\beta_2$ cúbica centrada en las caras (S ambas) $\rightarrow \nearrow$	$\rightarrow$ $\beta$ Mg <sub>23</sub> Th <sub>6</sub> cúbico centrado en las caras (I)
Mg-Ag-Nd	SSS $\rightarrow$ Zonas GP tipo varilla (C)	$\rightarrow$	$\rightarrow$ $\gamma$ varillas de red hexagonal (C)	
	SSS $\rightarrow$ Zonas GP elipsoidales (C)	$\rightarrow$ $\rightarrow$	$\rightarrow$ $\beta$ de red hexagonal equiaxial (S)	$\rightarrow$ Lajas de Mg <sub>12</sub> Nd <sub>2</sub> Ag hexagonal complejo (I)

Tabla 3.4 Procesos probables para la precipitación en las aleaciones de magnesio. (SSS: solución sólida sobresaturada; I: precipitado incoherente; S: precipitado semicoherente; C: precipitado coherente)

### 3.4.2 Nomenclatura de las aleaciones de magnesio y de sus tratamientos

No existe un código internacional para designar las aleaciones de magnesio y sus estados de tratamiento, aunque ha habido la tendencia a adoptar internacionalmente el método de designación propuesto por la ASTM (American Society for Testing Materials) en 1948, el cual queda resumido en la tabla 3.5.

Primera parte	Segunda Parte	Tercera Parte	Cuarta Parte
Indica los dos principales elementos de aleación	Indica la cantidad de los dos elementos principales de aleación	Distingue entre las aleaciones diferentes con iguales porcentajes de los elementos principales de aleación	Indica las condiciones de fabricación y venta (recocido, envejecido, ...)
Consiste en dos letras codificadas que representan los dos elementos aleantes principales ordenados por orden decreciente de porcentaje en la aleación (o alfabético si los porcentajes son iguales)	Consiste en dos números correspondientes a los porcentajes redondeados de los dos elementos aleantes principales y ordenados en el mismo orden que las designaciones de la aleación en la primera parte	Consiste en una letra del alfabeto asignada en el orden en que las composiciones se han ido normalizando	Consiste en una letra seguida de uno o dos números (se separa de la tercera parte de la designación por medio de un guión)
A: Aluminio B: Bismuto C: Cobre D: Calcio E: Tierras Raras F: Hierro G: Magnesio H: Torio K: Circonio L: Litio M: Manganeso N: Níquel P: Plomo Q: Plata R: Cromo S: Silicio T: Estaño W: Itrio Y: Antimonio Z: Zinc	Todos los números	Todas las letras del alfabeto excepto la I y la O	F: Sin tratamiento O: Recocido H10 y H11: ligeramente endurecidos por deformación H23, H24 y H26: Endurecido por deformación y parcialmente recocido T4: Tratamiento térmico de solubilización T5: Sólo envejecido artificialmente T6: Solubilización y envejecido artificialmente T8: Solubilización, trabajado en frío y envejecido artificialmente

Tabla 3.5 Tabla con las normativas ASTM para la designación de las aleaciones de magnesio



En este sistema, la primera parte corresponde a las dos primeras letras, que indican los principales elementos aleantes de acuerdo con el código especificado en la tabla 3.5. La primera de ellas es la que designa al elemento aleante presente en mayor cantidad, y en caso de que ambos elementos se hallen en la misma cantidad, se designan por orden alfabético, según la letra del código que les es asignada.

La segunda parte consiste en que las dos (o una) letras son seguidas por números, que representan las composiciones nominales en % en peso de esos principales elementos aleantes, redondeados al número entero más cercano. La limitación del sistema es que la información que hace referencia a otros elementos aleantes que se añaden intencionadamente a la aleación no queda reflejada en la designación, por lo que el sistema se ha de modificar con ese cometido.

La tercera parte corresponde a ciertas letras A, B, C, etc., que se refieren a variaciones en la composición dentro de los rangos especificados, y la X indica que la aleación es experimental.

La cuarta y última parte hace referencia a las condiciones de tratamiento térmico o de tratamiento de deformación y endurecimiento. Los tratamientos más habitualmente referidos son el T5 (aleaciones envejecidas artificialmente después del moldeo), el T6 (aleaciones solubilizadas, templadas y envejecidas artificialmente) y T7 (aleaciones solubilizadas y estabilizadas).

### 3.5 Aleaciones de moldeo sin circonio

#### 3.5.1 Aleaciones basadas en el sistema magnesio-aluminio

El sistema Mg-Al ha sido el más empleado de las aleaciones de moldeo de magnesio desde que se introdujeron este tipo de materiales en Alemania durante la 1ª Guerra Mundial. La mayoría de las aleaciones contienen un 8-9% de aluminio (la máxima solubilidad es del 12,7 % a 437°C, bajando al 2 % a temperatura ambiente). También contienen pequeñas cantidades de zinc, ya que mejora las propiedades a tracción, y manganeso (0,3%), que incrementa la resistencia a la corrosión. La presencia de aluminio hace que sea necesario el afino de grano de las aleaciones por sobrecalentamiento o inoculación.

En la figura 3.8 se muestra una parte del diagrama de fases Mg-Al junto con un resumen de los efectos de la composición y tratamiento térmico sobre las propiedades a tracción de una aleación similar a la AZ80A. La tabla 3.6 recoge datos acerca de otras propiedades.

Tras el moldeo, la fase  $\beta$  ( $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ ) se forma alrededor de los bordes de grano y prevalece más en el material enfriado lentamente en arena o en coquilla. Un recocido a una temperatura alrededor de 420-430°C provoca la redisolución de parte o toda la fase  $\beta$  que rodea los granos, lo que debería dar lugar a un endurecimiento por solución sólida, al ser la aleación templada y envejecida artificialmente. El endurecimiento que se espera por solución sólida en los tratamientos térmicos sería importante, debido a que la solubilidad del aluminio aumenta desde un 2% en peso a temperatura ambiente hasta un 12,7% a 437°C. Sin embargo, debido a que en las soluciones sólidas sobresaturadas de las aleaciones de Mg-Al se forma directamente el precipitado estable  $\beta$ , que se dispersa por toda la aleación, sin aparición de zonas GP o precipitados intermedios (Tabla 3.4), la respuesta ante un envejecimiento es relativamente pobre. Debido a esta pobre respuesta al envejecimiento, las aleaciones de este tipo se emplean en condiciones después del moldeo con o sin recocido posterior.

Designación	Aleación [% en peso]	Propiedades Mecánicas			Características
		Lím. El. 0,2% [MPa]	Res. Trac. [MPa]	El. [%]	
AZ63-F	6Al-3Zn-0,3Mn	75	180	4	Buena resistencia y ductilidad a temperatura ambiente.
AZ63-T6		110	230	3	
AZ81-F	8Al-0,5Zn-0,3Mn	80	140	3	Moldeo de piezas tenaces y ligera resistencia mecánica.
AZ81-T4		80	220	5	
AZ91-F	9,5Al-0,5Zn-0,3Mn	95	135	2	Aleaciones para aplicaciones generales en moldeo en arena y en coquilla.
AZ91-T4		80	230	4	
AZ91-T6		120	200	3	
AM50-F	5Al-0,3Mn	125	200	7	Fundición inyectada.
AM20-F	Al-0,5Mn	105	135	10	Buena ductilidad y resistencia al impacto.
AS41-F	4Al-1Si -0,3Mn	135	225	4,5	Buena resistencia a la fluencia hasta 150°C.
AS21-F	2Al-1Si -0,4Mn	110	170	4	Como la AS41.
ZK51-T5	4,5Zn-0,7Zr	140	235	5	Buena resistencia mecánica y ductilidad a temperatura ambiente para piezas moldeadas en arena.
ZK61-T5	6Zn-0,7Zr	175	275	5	Como la ZK51.
ZC63-T6	6Zn-3Cu-0,5Mn	145	240	5	Fundición para alta presión, buena resistencia mecánica a altas temperaturas y soldabilidad.
HK31-T6	3,2Th -0,7Zr	90	185	4	Moldeo en arena, soldable y resistencia a la fluencia hasta 350°C.
HZ32-T5	3,2Th 2,2Zn-0,7Zr	90	185	4	Como la HK31.
QE22-T6	2,5Ag-2,5Nd-0,7Zr	185	240	2	Alta presión, soldable, límite elástico elevado hasta 250°C.
QH21-T6	2,5Ag-1Th-1Nd-0,7Zr	185	240	2	Alta presión, soldable, límite elástico elevado y alta resistencia a la fluencia hasta 300°C.
WE54-T6	5,1Y-3,25Nd-0,5Zr	200	285	4	Alta resistencia mecánica a temperatura ambiente y altas temperaturas, buena resistencia a la corrosión, soldable.
WE43-T6	4Y-3,25Nd-0,5Zr	190	250	7	Como la WE54.

Tabla 3.6 Composición nominal y propiedades mecánicas de aleaciones de magnesio para el moldeo.  
(Lím. El.: Límite elástico; Res. Trac.: Resistencia a la tracción; El.: Elongación)

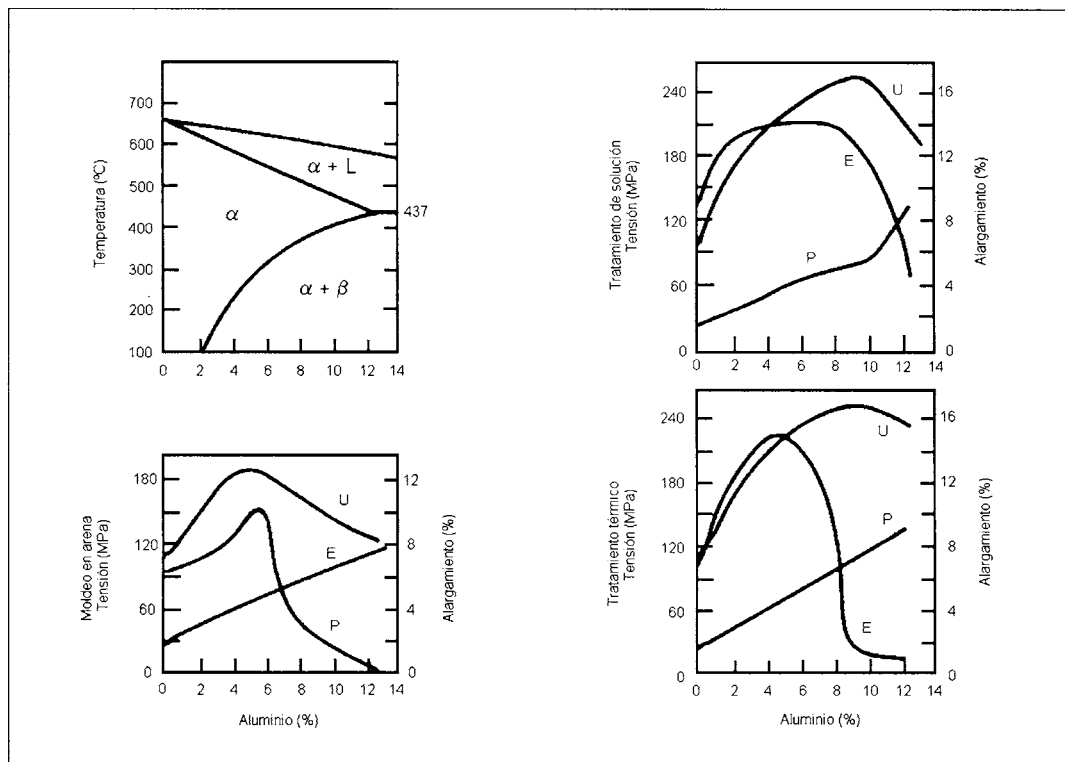


Fig. 3.8 Relación entre la composición de las aleaciones de Mg-Al con sus propiedades mecánicas.  
P: Límite elástico al 0,2 %; U: Resistencia mecánica; E: elongación

La aleación AZ91C (Mg - 9Al - 0,7Zn - 0,2Mn) es la más empleada de las aleaciones de magnesio. La adición de zinc a las aleaciones Mg-Al genera un endurecimiento, aunque la cantidad de este elemento se limita debido a que provoca un incremento en la susceptibilidad a la rotura en caliente durante la solidificación. La presencia de impurezas como Fe o Ni en este tipo de aleaciones afecta negativamente a su resistencia a la corrosión, por lo que se han de limitar estrictamente las cantidades de estos elementos. Las aleaciones de mayor pureza, como AZ91D (máx. 0,004 % Fe, máx. 0,001%Ni y máx. 0,015%Cu), presentan una velocidad de corrosión en niebla salina hasta 100 veces menor que las AZ91C, de modo que pueden ser comparables a las de moldeo de aluminio. Otras aleaciones comúnmente utilizadas son la AZ81 y la AZ83.

La necesidad de mejora de ciertas propiedades ha estimulado el desarrollo de nuevas aleaciones para moldeo. En aplicaciones donde es necesaria una ductilidad y tenacidad de fractura superiores (llantas, volantes y estructura de asientos en automóviles) se dispone de series de aleaciones de alta pureza con bajo contenido en aluminio, como son AM60, AM50 y AM20. La mejora en las propiedades se debe a la reducción de fase  $\beta$  alrededor de los granos.

Las aleaciones de las series AZ y AM son susceptibles a la microporosidad, pero por otra parte presentan buenas propiedades en cuanto a facilidad de moldeo y resistencia a la corrosión. Resultan adecuadas para temperaturas de trabajo de hasta 110 - 120°C, ya que por encima de éstas la velocidad

de fluencia resulta inaceptable, esto es así debido a que el principal mecanismo de fluencia en las aleaciones de magnesio es el deslizamiento del borde de grano, y la fase  $Mg_{17}Al_{12}$  no evita el desarrollo de este mecanismo a temperaturas no muy elevadas.

La adición de un 1% de calcio mejora la resistencia a la fluencia, pero puede hacerlas propensas a la aparición de grietas de solidificación. Otra forma de mejorar el comportamiento a fluencia es reduciendo el contenido de aluminio y añadiendo silicio, ya que el silicio se combina con el magnesio para formar finas y duras partículas de  $Mg_2Si$  en los bordes de grano. Dos aleaciones de este tipo, la AS41 y la AS21, tienen mejores propiedades que la AZ91 a temperaturas por encima de los 130°C.

Las propiedades de fluencia de las aleaciones Mg-Al-Si aún no mejoran a las de las aleaciones de aluminio para moldeo en coquilla, y últimamente la atención se ha centrado en las aleaciones de Mg-Al con adiciones de elementos de tierras raras (TR), añadidos en su forma natural de mezcla de metales ricos en cerio (normalmente 55%Ce–20%La–15%Nd–5%Pr). Estas aleaciones son sólo válidas para moldeo en coquilla, porque un enfriamiento más lento daría lugar a la formación de partículas gruesas de compuestos de aluminio y tierras raras del tipo  $Al_2TR$ . El único problema que presentan es el elevado coste que supone el empleo de la mezcla de tierras raras, que resultan varias veces más caras que el mismo peso de silicio.

Las aleaciones de Mg-Al pueden presentar microcontracciones, por lo que debe tenerse especial cuidado para alcanzar la calidad deseada. Es más, ya que la porosidad asociada tiende a orientarse perpendicularmente a la superficie de la pieza, las piezas moldeadas no pueden ser traccionadas fuertemente. Se han desarrollado técnicas de impregnación, pero sólo sellan la porosidad en la región de la subsuperficie y se necesitan gran cantidad de etapas para lograr el llenado completo.

Otra desventaja es que las aleaciones envejecidas son susceptibles de sufrir corrosión bajo tensiones si soportan niveles de tensión superiores al 50% del límite elástico.

Recientemente se ha demostrado que las aleaciones con alto contenido en zinc poseen características muy atractivas para el moldeo en coquilla, hasta el punto que la aleación AZ88 (Mg-8Al-8Zn) parece tener suficiente fluidez como para poder ser inyectada. El rango de aplicación de estas aleaciones de moldeo se aprecia en la figura 3.9.

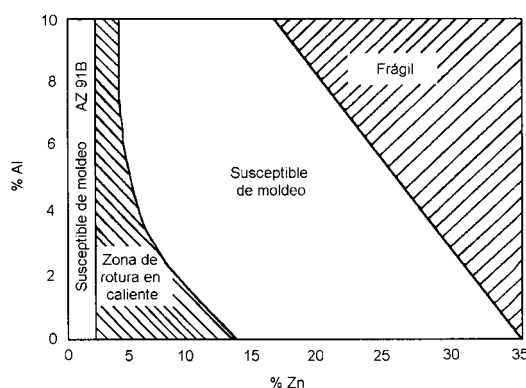


Fig. 3.9 Rango de aplicación de las aleaciones Mg-Al-Zn de moldeo

### 3.5.2 Aleaciones del sistema magnesio-zinc

Las aleaciones binarias de Mg-Zn pueden tratarse por envejecimiento, ya que al contrario que con las Mg-Al, se forman zonas GP coherentes y precipitados intermetálicos semicoherentes (Tabla 3.4). Sin embargo, a estas aleaciones no se les puede reducir el tamaño de grano y pueden presentar microporosidad. Por todo ello no se moldean piezas de estas aleaciones binarias.

En investigaciones recientes se ha demostrado que la adición de cobre, para obtener aleaciones ternarias Mg-Zn-Cu, mejora significativamente la ductilidad e induce una buena respuesta por envejecimiento. Estas aleaciones presentan propiedades mecánicas similares a las de la aleación AZ91 (límite elástico 130-160 MPa, resistencia a tracción 215-260 MPa y ductilidad 3-8%), pero además estas propiedades son más reproducibles y aumenta la estabilidad a alta temperatura.

Aleaciones típicas de moldeo en arena son la ZC63 o la ZCM630 (Mg-6Zn-3Cu-0,5 Mn). Se ha descubierto que la adición progresiva de cobre en las aleaciones Mg-Zn eleva la temperatura del eutéctico, lo que es importante, ya que permite el empleo de temperaturas más elevadas en el tratamiento de solución, asegurando de este modo la máxima solubilidad entre el zinc y el cobre.

El manganeso se añade debido a que se ha observado que estabiliza la respuesta al envejecimiento y reduce la velocidad de sobre-envejecimiento.

Un gran número de aleaciones de Mg-Zn-Cu han sido moldeadas en arena, en coquilla (inyectadas a presión o moldeadas por gravedad) o utilizando técnicas precisas de moldeo. Todas ellas han confirmado las buenas propiedades de moldeo de la aleación, principalmente por la ausencia de microcontracción que permite el moldeo por presión sin necesidad de impregnación. Las piezas moldeadas pueden soldarse empleando la técnica estándar tungsteno-gas inerte. Con todo esto, estas aleaciones parecen ofrecer mejoras importantes sobre las tradicionales Mg-Al-Zn para piezas moldeadas de alta resistencia con requerimientos críticos en servicio. En concreto, se piensa que pueden tener un amplio campo de aplicación en la industria automovilística.

### 3.6 Aleaciones de moldeo con circonio

La máxima solubilidad del circonio en el magnesio fundido es del 0,6% y, debido a que las aleaciones binarias Mg-Zr no son suficientemente resistentes para aplicaciones comerciales, es necesaria la adición de otros elementos de aleación. La elección de estos elementos se basa en tres factores principales:

- la compatibilidad con el circonio;
- las características de fusión; y
- propiedades deseadas para la aleación.

En cuanto a esta última, el principal objetivo es conseguir una mejora en las propiedades a tracción, incluyendo mayores relaciones entre límite elástico y resistencia a fluencia. Esto ha sido así atendiendo a los requerimientos de la industria aeroespacial.

La tabla 3.6 resume las propiedades mecánicas de las aleaciones más comunes.

### 3.6.1 Aleaciones Mg-Zn-Zr

La capacidad del circonio para reducir el tamaño de grano de las aleaciones Mg-Zn con Zr llevó a la introducción de aleaciones como la ZK51 y, de resistencia mejorada, la ZK61; las cuales se utilizan en estado de revenido T5 y T6 respectivamente. Sin embargo, el hecho de que estas aleaciones sean susceptibles de microporosidad y no soldables ha limitado significativamente su aplicación práctica.

### 3.6.2 Aleaciones Mg-Tierras Raras-Zn-Zr

El magnesio forma soluciones sólidas con gran cantidad de elementos de tierras raras (TR), y las zonas ricas en magnesio presentan la formación de un eutéctico. Se puede decir lo mismo de las aleaciones con adiciones de mezcla de metales basados en el cerio o el neodimio. En consecuencia, las aleaciones tienen buenas propiedades en general y para el moldeo, ya que la presencia de eutécticos de punto de fusión relativamente bajo formando redes rodeando los granos tiende a eliminar la microporosidad.

El envejecimiento provoca la precipitación dentro de los granos, y la buena resistencia a fluencia que muestran se atribuye, por un lado, al efecto de endurecimiento de estos precipitados, y por otro, a la presencia de fase en los bordes de grano que reducen el deslizamiento de los mismos.

Las buenas propiedades de las aleaciones Mg-TR se acentúan añadiendo circonio para afinar el tamaño de grano, y además podemos incrementar la resistencia aún más si el zinc está también presente. Una aleación comúnmente empleada es la ZE41 (Mg-4,2Zn-1,3Ce-0,6Zr) que desarrolla una resistencia moderada hasta 150°C cuando se le aplica el tratamiento de envejecimiento T5. Una aplicación de esta aleación ha sido en las cajas de transmisión de los helicópteros. Con la aleación EZ33 (Mg-3TR-2,5Zn-0,6Zr) se han conseguido mejores propiedades en cuanto al comportamiento a tracción, junto con una buena resistencia a la fluencia a temperaturas de hasta 250°C.

Cabía esperar un incremento en las propiedades mecánicas aún mayor con la adición de cantidades superiores de Zn; sin embargo, en ese caso se forma masivamente una fase en los bordes de grano conteniendo zinc y tierras raras que fragiliza de forma muy acusada a la aleación y, además, baja la línea *solvus*, lo que dificulta la solubilización previa al envejecimiento. Sin embargo, a finales de los setenta se demostró que se podía disociar dicha fase gracias a un tratamiento de calentamiento prolongado en atmósfera de hidrógeno, lo que hacía que el hidrógeno se combinase con las tierras raras, formando hidruros, facilitando la disolución del zinc. Una posterior precipitación provoca aumento en la resistencia a la tracción y libera a la aleación de microporosidades, junto con un alto valor de elongación y buenas propiedades a fatiga, lo cual implica una magnífica combinación de propiedades. Este tratamiento se aplica satisfactoriamente, aunque de forma limitada, sobre la aleación ZE63 para la industria aeronáutica.

Los procesos de precipitación en los sistemas Mg-TR todavía no se han entendido completamente. El papel del zinc respecto al endurecimiento es incierto. Es probable que se dé la formación de precipitados independientes de Mg-Zn, a pesar de que parte del zinc se combine con elementos de tierras raras en compuestos que se forman en los bordes de grano. El efecto del circonio es reducir el tamaño de grano.

### 3.6.3 Aleaciones de Mg-Y

Un avance reciente ha consistido en aprovechar la particularmente alta solubilidad del ytrio en magnesio (máximo 12,5% en peso) y la capacidad de endurecimiento por precipitación de las aleaciones Mg-Y. Se han producido series de Mg-Y-Nd-Zr que combinan una elevada resistencia a temperatura ambiente con una buena resistencia a la fluencia hasta temperaturas de 300°C. Al mismo tiempo, las aleaciones tratadas térmicamente poseen una resistencia a la corrosión superior a las de magnesio de elevada temperatura y similar a una gran parte de las aleaciones de moldeo de aluminio (Tabla 3.7).

Tipo de aleación	Designación	Pérdida de peso [mg x cm <sup>-2</sup> x día <sup>-1</sup> ]
Aleaciones de magnesio para moldeo	WE54-T6	0,08-0,2
	ZE41-T5, EZ33-T5	2-4
	AZ91-T6	5-10
Aleaciones de aluminio para moldeo	A356, A357	0,04-0,08

*Tabla 3.7 Comparación de la resistencia a la corrosión de algunas aleaciones para moldeo de magnesio y de aluminio tras ser sumergidas en agua de mar durante 28 días*

Desde un punto de vista práctico, el ytrio puro es caro; además, resulta difícil alearlo con el magnesio por su elevado punto de fusión (1500°C) y su gran afinidad por el oxígeno. Debido a esto, se ha visto que una mezcla de metales más barata, con una riqueza en ytrio del 75%, junto con tierras raras pesadas como gadolinio y erbio, pueden sustituir al ytrio puro. Los procedimientos de fusión también tuvieron que cambiarse siendo llevados a cabo en la actualidad en atmósfera inerte de argón con un 0,5% en volumen de SF<sub>6</sub>.

La combinación idónea de máximo endurecimiento con una adecuada ductilidad se ha logrado con una aleación que contiene aproximadamente el 6% de ytrio y el 2% de neodimio, siendo la primera aleación comercializada la WE54 (Mg-5,25Y-3,5TR(1,5-2Nd)-0,45Zr). Tras el envejecimiento T6, las propiedades a tracción a temperatura ambiente son 200 MPa de límite elástico, 275 MPa de resistencia a la tracción y alargamiento del 4%, y presenta mejores propiedades ante temperaturas elevadas que las aleaciones de magnesio existentes. Sin embargo, la exposición prolongada a temperaturas de alrededor de 150°C llevan a una reducción gradual de la ductilidad a niveles inaceptables. Consecuentemente se ha visto que una ductilidad adecuada sólo se puede mantener con una ligera reducción en la resistencia global si el contenido en ytrio se reduce y la cantidad de neodimio se aumenta. A partir de esta conclusión se desarrolló una composición alternativa, que dio lugar a la aleación WE43 (Mg-4Y-2,25Nd-1TR pesados-0,4 min. Zr).

### 3.6.4 Aleaciones basadas en el sistema Mg-Th

La adición de torio genera en las aleaciones de magnesio un incremento en la resistencia a la fluencia. De esta manera se pueden encontrar materiales de fundición y forjados que pueden trabajar a

temperaturas de hasta 350°C (Fig. 3.10). Al igual que las tierras raras, el torio mejora las propiedades de moldeo y, además, las aleaciones basadas en el sistema Mg-Th también pueden ser soldadas.

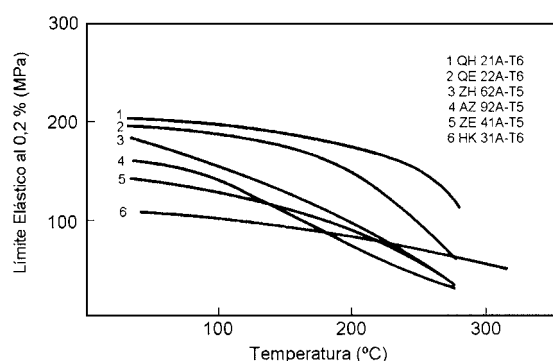


Fig. 3.10 Efecto de la temperatura sobre el límite elástico al 0,2 % en diferentes aleaciones de magnesio moldeables

Las aleaciones ternarias Mg-Th-Zr, como HK31A (Mg-3Th-0,7Zr), están comercialmente disponibles y tras la forja presentan una microestructura similar a las aleaciones Mg-TR-Zr. Normalmente se les aplica un tratamiento de envejecimiento T6 y las investigaciones efectuadas sobre la precipitación sugieren la existencia de similitudes entre los procesos de envejecimiento de ambas aleaciones (Tabla 3.4). Las buenas propiedades a fluencia se atribuyen a la presencia de dispersiones finas de una fase como la que se encuentra dentro de los granos, junto con otra fase discontinua en bordes de grano que contiene torio.

De nuevo, paralelamente a las aleaciones basadas en el sistema Mg-TR, las aleaciones que contienen torio se han desarrollado con adiciones de zinc como es el caso de HZ32A (Mg-3Th-2,2Zn-0,7Zr) y ZH62A (Mg-5,7Zn-1,8Th-0,7Zr). La presencia de zinc incrementa aún más la resistencia a la fluencia (Fig. 3.11), lo que se atribuye, al menos en parte, a la presencia de una fase acicular en los bordes de grano.

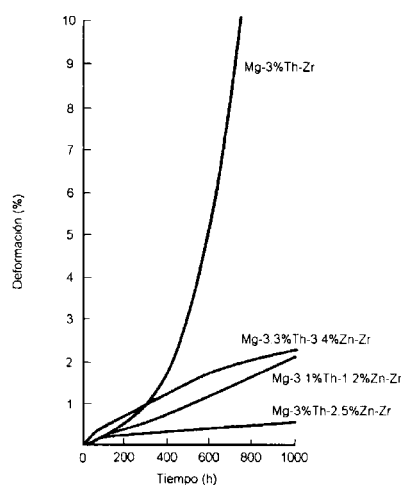


Fig. 3.11 Curvas de fluencia a 315 °C para algunas aleaciones de moldeo Mg-Th-Zr y Mg-Th-Zn-Zr



A pesar de que las aleaciones con adiciones de torio han encontrado aplicación en misiles y aviones, su aceptación está decayendo debido a consideraciones medioambientales y se consideran prácticamente obsoletas. Por ejemplo, en Inglaterra, las aleaciones que contienen tan poco como un 2% de este elemento se clasifican actualmente como radiactivas, lo que hace que requieran procedimientos de manejo especiales, incrementando por tanto el coste y la complejidad de fabricación.

### 3.6.5 Aleaciones basadas en el sistema Mg-Ag

La importancia de este tipo de aleaciones nació al descubrirse a finales de los 50 que las relativamente pobres propiedades a tracción de la aleación Mg-TR-Zr envejecidas pueden incrementarse mucho con la adición de plata. Las propiedades a tracción a temperatura ambiente resultan similares a las de las aleaciones de alta resistencia Mg-Zn-Zr, y las aleaciones experimentales presentan mejores propiedades en cuanto a moldeo y solubilidad. La sustitución de la mezcla de metales ricos en cerio por la rica en neodimio dio un mayor aumento a la resistencia a la corrosión, lo cual llevó al desarrollo de nuevas composiciones para trabajar a alta temperatura.

La aleación más utilizada ha sido la QE22 (Mg-2.5Ag-2TR(Nd)-0.7Zr), para la que el tratamiento térmico óptimo es el siguiente: tratamiento de solución durante 4-8 h a 525°C; temple en agua fría; envejecimiento durante 8-16 h a 200°C. Esta aleación se ha empleado para varias aplicaciones aeroespaciales, como por ejemplo ruedas del tren de aterrizaje, carcasas de cajas de cambio y cabezas rotoras para helicópteros. Si este tipo de aleaciones contiene menos del 2% de plata, el proceso de precipitación resulta similar al que se da en las aleaciones Mg-TR y conlleva a la formación de precipitados Mg-Nd. Sin embargo, para contenidos mayores de plata, se han descrito dos procesos de precipitación diferentes, aunque ambos conllevan la formación final de una fase de equilibrio compuesta, probablemente por  $\text{Mg}_{12}\text{Nd}_2\text{Ag}$  (Tabla 3.4).

La superioridad en cuanto a propiedades a tracción sobre la mayoría de las aleaciones de magnesio se mantienen hasta 250°C (Fig. 3.10), aunque sólo se las considera resistentes a fluencia hasta los 200°C.

El continuo desarrollo de la industria aeroespacial implica la necesidad de que los materiales utilizados resistan mayores temperaturas de operación, particularmente en motores de turbina de gas, por lo que las investigaciones se han centrado directamente en extender la estabilidad a temperaturas elevadas de la aleación QE22. Se investigaron los efectos de la adición de torio y se desarrolló una nueva aleación, la QH21 (Mg-2.5Ag-1Th-1TR(Nd)-0,7 Zr), en la que parte de los aleantes TR(Nd) de la aleación QE22 fueron sustituidos por dicho elemento. La mejora de las propiedades a temperaturas elevadas se logran porque el precipitado que se forma en el envejecimiento es más fino y presenta una velocidad de engrosamiento menor. Estas mejoras han sido ya superadas por las aleaciones descritas anteriormente que contienen ytrio, lo cual, unido a los problemas medioambientales por la utilización del torio, han llevado a que también esté prácticamente obsoleta la aleación descrita.

### 3.7 Aleaciones para la conformación por deformación plástica

La estructura cristalina hexagonal del magnesio establece limitaciones en cuanto a la cantidad de deformación tolerada por la aleación, especialmente a bajas temperaturas. A temperatura ambiente la

red se deforma principalmente a través del deslizamiento por los planos basales en las direcciones de máxima compacidad y por maclado de ciertos planos piramidales. En cambio, por encima de los 250°C, se hacen operativos para la deformación nuevos sistemas de deslizamiento a través de planos piramidales, siendo de esta manera más fácil la deformación y menos importante el maclado del material. Por esto, los productos de aleaciones de magnesio se conforman habitualmente por deformación plástica en caliente, siendo principalmente extruidos, laminados y forjados por prensa a temperaturas entre los 300°C y los 500°C.

De la misma manera que las aleaciones para moldeo, las aleaciones para la conformación por deformación plástica se pueden dividir en aquellas que contienen y no contienen circonio. No obstante, la clasificación empleada tradicionalmente para este tipo de aleaciones depende del tipo de proceso de conformación empleado para obtener el producto final. Así, se expondrán a continuación las principales composiciones y características de las aleaciones empleadas para extrusión, forja y laminación.

### 3.7.1 Aleaciones para productos extruidos

Los perfiles y barras extruidos se obtienen de diferentes aleaciones de magnesio (Tabla 3.8). Cuando se requieren resistencias mecánicas medias, habitualmente se elige una aleación del sistema Mg-Al-Zn (AZ), con contenidos en aluminio que pueden variar entre el 1 y el 8 %, siendo más resistente aquella aleación con un contenido más elevado de aluminio.

La aleación AZ31B se emplea ampliamente como una aleación de moderada resistencia mecánica y buena conformabilidad, siendo también utilizada para protección catódica. La aleación AZ31C es de menor pureza comercial que la AZ31B y se emplea en aplicaciones estructurales donde se requiere bajo peso y una no muy elevada resistencia a la corrosión. Por su parte, la aleación AZ10A tiene un contenido bajo en aluminio, y como consecuencia, menor resistencia mecánica que las AZ31, pero permiten su soldadura sin la necesidad de una posterior relajación de tensiones. Las aleaciones AZ61A y AZ80A se pueden envejecer artificialmente con la finalidad de aumentar su resistencia mecánica (con la consecuente pérdida de ductilidad). Finalmente, la aleación AZ81 (Mg-8Al-1Zn-0,7Mn) es la más resistente mecánicamente de las de este sistema y también es susceptible de endurecimiento por deformación si se realiza un posterior tratamiento térmico.

Las aleaciones ZK60A y ZK61 se emplean en aquellas situaciones en que se requiere alta resistencia mecánica y buena tenacidad. Son aleaciones que se envejecen artificialmente tras la extrusión y, de todas las aleaciones más frecuentes para la conformación por deformación plástica, presentan el límite elástico mayor a temperatura ambiente. Asimismo presentan la ventaja de que sus límites a tracción y a compresión son muy similares. Las aleaciones ZK21A, ZK40A y ZM21 (Mg-2Zn-1Mn), con contenidos menores de zinc que las anteriores, poseen menores propiedades mecánicas, pero a cambio presentan mayor facilidad para ser extruidas, lo que permite aumentar las velocidades de extrusión hasta valores de 40 m/min.

La aleación ZC71 forma parte de una nueva familia de aleaciones de magnesio que no contienen ni aluminio ni circonio. Esta aleación tiene una alta resistencia mecánica y permite ser extruida a altas velocidades. Aún más resistente es la aleación ZM61 (Mg-6Zn-1,2Mn) en forma de barra tratada térmicamente; de hecho, es la más resistente de las aleaciones empleadas para la conformación por

Design.	Aleación [% peso]	Condición	Propiedades Mecánicas			Características
			Lím. El. 0,2% [MPa]	Res. Trac. [MPa]	El. [%]	
M1	1,5Mn	Laminación/F	70	200	4	Baja y media resistencia mecánica, soldable y resistente a la corrosión.
		Extrusión/F	130	230	4	
		Forja/F	105	200	4	
AZ31	3Al-1Zn-0,3Mn	Laminación/O	120	240	11	Media resistencia mecánica, soldable y con buena conformabilidad.
		Laminado/H24	160	250	6	
		Extrusión/F	130	230	4	
		Forja/F	105	200	4	
AZ61	6,5Al-1Zn-0,3Mn	Extrusión/F	180	260	7	Alta resistencia mecánica y soldable.
		Forja/F	160	275	7	
AZ80	8,5Al-0,5Zn-0,2Mn	Forja/T6	200	290	6	Alta resistencia mecánica.
ZM21	2Zn-1Mn	Laminación/O	120	240	11	Media resistencia mecánica, buena conformabilidad y buena capacidad para la embutición.
		Laminación/H24	165	250	6	
		Extrusión/F	155	235	8	
		Forja/F	125	200	9	
ZMC711	6,5Zn-1,25Cu-0,75Mn	Extrusión/T6	300	325	3	Alta resistencia mecánica.
LA141	14Li-1,2Al-0,15Mn	Laminación/T7	95	115	10	Peso ultraligero.
ZK31	3Zn-0,6Zr	Extrusión/T5	210	295	8	Alta resistencia mecánica, cierta soldabilidad.
		Forja/T5	205	290	7	
ZK61	6Zn-0,8Zr	Extrusión/F	210	285	6	Alta resistencia mecánica.
		Extrusión/T5	240	305	4	
		Forja/T5	160	275	7	
HK31	3,2Th-0,7Zr	Laminación/H24	170	230	4	Alta resistencia a la fluencia hasta 350°C, soldable.
		Extrusión/T5	180	255	4	
HM21	2Th-0,8Mn	Laminación/T8	135	215	6	Alta resistencia a la fluencia hasta 350°C, tiempo de exposición corto hasta 425°C, soldable.
		Laminación/T81	180	255	4	
		Forja/T5	175	225	3	
HZ11	0,8Th-0,6Zn-0,6Zr	Extrusión/F	120	215	7	Alta resistencia a la fluencia hasta 350°C, soldable.
		Forja/F	130	230	6	

Tabla 3.8 Composición nominal y propiedades mecánicas de aleaciones de magnesio para conformación por deformación plástica. (Lím. El.: Límite elástico; Res. Trac.: Resistencia a la tracción; El.: Elongación)

deformación plástica. Puede alcanzar 340 MPa de límite elástico al 0,1%, 385 MPa de resistencia a la tracción y una elongación del 8 %.

Las aleaciones que contienen torio, HM31 y HK31, se emplean a altas temperaturas en componentes que requieren resistencia a la fluencia hasta los 350°C y buena resistencia mecánica, siendo la primera de ellas capaz de soportar temperaturas de hasta 425°C en cortos espacios de tiempo poseyendo una moderada resistencia mecánica. No obstante hay que tener en cuenta que las aleaciones con torio se están dejando de utilizar por razones medioambientales, como ya se ha comentado previamente.

### 3.7.2 Aleaciones para productos forjados

Las piezas forjadas son una parte pequeña de la totalidad de los productos conformados por deformación plástica y se emplean generalmente en los casos en que se precisa obtener una pieza ligera, de forma complicada y con propiedades mecánicas superiores a las que se pueden obtener por moldeo. Esto lleva al uso de aleaciones de alta resistencia mecánica, tanto a baja como a elevada temperatura. Las principales aleaciones utilizadas son la AZ31B, la AZ61A, la AZ80A, la M1A, la ZK60A y la HM21A (Tabla 3.8).

Las aleaciones M1A y la AZ31B se pueden forjar por martillo, mientras que el resto casi siempre son forjadas por prensa; sin embargo, cada vez se emplean menos las aleaciones magnesio-manganeso. La aleación AZ80A tiene mayor resistencia mecánica que la AZ61A y requiere las velocidades de deformación más lentas de todas las aleaciones magnesio-aluminio-zinc. La aleación ZK60A tiene prácticamente la misma resistencia mecánica que la ZK80A, pero con mayor ductilidad. Ambas aleaciones son tratadas térmicamente y envejecidas artificialmente para que puedan alcanzar los valores máximos de sus propiedades mecánicas.

La aleación HM21A se emplea a alta temperatura, hasta los 370-425°C, en aquellas aplicaciones en las que la pieza debe presentar alta resistencia a la fluencia.

Para la forja de las aleaciones de magnesio se emplean tanto procesos mecánicos como hidráulicos. Es deseable una velocidad de deformación lenta y controlada porque facilita el control del flujo plástico del metal y, como consecuencia, la forja por prensa hidráulica es el proceso que se emplea habitualmente.

El magnesio, que tiene estructura cristalina hexagonal, se trabaja con mayor facilidad a temperaturas elevadas, por lo que los lingotes y los tacos se suelen calentar a temperaturas entre los 350 y 500°C antes de ser forjados. Asimismo, también antes de la forja, los tacos se suelen preextruir con el propósito de refinar la microestructura.

### 3.7.3 Aleaciones para productos laminados

Las aleaciones más empleadas para obtener productos laminados son las magnesio-aluminio-zinc y magnesio-torio.

La aleación AZ31B es la más ampliamente utilizada para la obtención de placas y chapas en aplicaciones a temperatura ambiente y temperaturas ligeramente elevadas (algo por encima de los 100°C). Se dispone en distintos grados y estados de tratamiento, se puede endurecer por deformación plástica y es soldable,

aunque las soldaduras deben ser relajadas de tensiones para evitar la susceptibilidad de la misma a la corrosión bajo tensiones.

Las aleaciones HK31A y HM21A pueden trabajar a temperaturas hasta los 315 y 345°C respectivamente. Sin embargo, la HM21A tiene mejor resistencia mecánica y a la fluencia (Tabla 3.8).

Las aleaciones para conformación por deformación plástica que contienen torio se han desarrollado para su uso a temperaturas elevadas. Las más utilizadas son la HK31A y HM21A, que son soldables; pero que cada vez se emplean menos por la radioactividad del torio.

La aleación PE es una calidad especial para chapa con la que se obtiene excelente planitud, resistencia a la corrosión y capacidad de ser atacada selectivamente, por lo que se utiliza para fotografiado.

El sistema Mg-Li ha despertado gran atención por su posible aplicación en la obtención de placa y chapa de muy bajo peso. El litio tiene una densidad relativa de 0,53, la más baja de entre los metales, y presenta una gran solubilidad en estado sólido en el magnesio. Además sólo se precisa de un 11% de litio para obtener una nueva fase  $\beta$ , con estructura cúbica centrada en el cuerpo, lo que facilita la conformabilidad en frío. Finalmente es susceptible de endurecimiento por envejecimiento. Los problemas asociados a estas aleaciones son, en primer lugar, que la presencia de trazas de sodio fragilizaban los bordes de grano y, en segundo lugar, que las aleaciones binarias se hacen inestables y se sobreenviejen a temperaturas poco elevadas (50-70°C), lo que provoca una fluencia excesiva bajo cargas de pequeña magnitud. El primer problema se resuelve gracias a la disponibilidad de litio de gran pureza y el segundo añadiendo nuevos elementos a la aleación. Así, la aleación LA141 (Mg-14Li-1Al), que es soldable, ha sido utilizada para la fabricación de placas de blindaje y de componentes aeroespaciales. Su densidad relativa es sólo 1,35 y presenta el menor módulo específico después del berilio.

La buena conformabilidad es un requerimiento importante para los materiales en chapa. La conformabilidad aproximada de las placas de aleación de magnesio está determinada por su capacidad de soportar sin romperse un doblado de 90° sobre un punzón. El tamaño mínimo del punzón (radio mínimo) sobre el que la chapa puede ser doblada sin rotura depende de la composición de la aleación, del tratamiento térmico, del espesor y de la temperatura. Así los radios mínimos varían entre 5-10T (siendo T el espesor de la chapa) para deformación en frío si el material está recocido; y entre 10-20 T para cuando ha sido laminado en caliente. Por esto, incluso para operaciones sencillas, cuando se realiza la conformación en caliente, es preferible hacerlo en un rango de temperaturas entre los 250°C y los 350°C. Cuando se emplean estas temperaturas y condiciones de conformación correctas, todas las aleaciones de magnesio se pueden embutir con el mismo grado de reducción.

### **3.8 Transformación en productos semielaborados y conformación definitiva**

#### **3.8.1 Fundición y moldeo**

##### **3.8.1.1 Fusión**

La fundición se alimenta de los lingotes de calidad conocida: metal virgen, lotes de chatarra previamente afinados y analizados, y recortes de transformación clasificados cuidadosamente. Todos estos metales deben ser almacenados al abrigo de la humedad y de la intemperie de forma rigurosa.

Los elementos de aleación se pueden introducir directamente (Al, Zn, Th, tierras raras) o por reducción de sus sales halogenadas.

Es habitual que el magnesio se funda en crisoles de acero tanto para las aleaciones como en el refino, antes de la fabricación de productos moldeados o conformados por deformación plástica. A diferencia del aluminio o el titanio, el magnesio no produce una capa de óxido que proteja al metal de posteriores ataques, sino todo lo contrario, es decir, los acelera. La fusión del magnesio se completa por debajo de los 650°C y la velocidad de oxidación del metal fundido en la superficie incrementa rápidamente al aumentar la temperatura, de tal manera que por encima de los 850°C, una superficie libremente expuesta arde espontáneamente. Como consecuencia, se han de emplear flujos de gases adecuados o atmósferas inertes cuando se maneja el aluminio o sus aleaciones en estado fundido.

Debido a la reactividad del magnesio la posibilidad de escoger flujos se limita a aquellos compuestos por cloruros y fluoruros de metales alcalinos y alcalinotérreos, incluido el magnesio, y a ciertos óxidos inertes.

Antes de la colada, el metal debe ser agitado para provocar que se pueda extraer el flujo de cloruros y óxidos presentes en forma de suspensión. La extracción de los cloruros es esencial, ya que tienen un efecto significativamente adverso en las propiedades a corrosión del magnesio y sus aleaciones. Durante la colada es habitual espolvorear con azufre al metal fundido para minimizar la oxidación.

De la misma manera que para el aluminio, el hidrógeno es el único gas soluble en el magnesio, aunque el problema para este caso es menor debido a su menor solubilidad en estado sólido. La mayor fuente de hidrógeno es el vapor de agua en los flujos húmedos o en las chatarras y lingotes corroídos, por lo que la incorporación se puede minimizar teniendo especial cuidado con estos materiales. Un contenido bajo en hidrógeno reduce la tendencia a la porosidad gaseosa que es común en las aleaciones Mg-Al y en las Mg-Al-Zn, las cuales se pueden desgasificar con cloro. La temperatura óptima de desgasificación es 725-750°C. La porosidad gaseosa no es un problema habitual en las aleaciones que contienen circonio, ya que el circonio elimina por sí mismo el gas por medio de la formación de  $ZrH_2$ .

Durante la fusión también se lleva a cabo el afino del grano de la aleación. El modo de llevarlo a cabo depende de la presencia o no de circonio en la aleación.

El grupo de aleaciones basados principalmente en Mg-Al tiende a formar microestructura con granos muy grandes y de tamaños muy variables. Existen distintas formas de afinar y homogeneizar el grano de estas aleaciones, pero el método que más se emplea en la actualidad es añadir al caldo compuestos volátiles con carbono y hexacloroetano (0,025-0,1 % en peso), el cual se deposita en el fondo en briquetas que se van disociando en cloro y carbono. El afino del grano se atribuye a la inoculación de la fundición con  $Al_4C_3$  o  $AlN.Al_4C_3$ . La cesión del cloro causa una cierta desgasificación, lo cual implica una ventaja adicional del método.

El modo en que el circonio afina el grano en las aleaciones de magnesio todavía no está muy establecido, aunque parece estar relacionado con el hecho de que los parámetros de red del  $\alpha$ -circonio y del magnesio son muy similares, lo cual puede implicar una nucleación heterogénea del magnesio en el circonio. De hecho, se ha comprobado con microsondas que los centros de los granos de magnesio son ricos en circonio. Existen muchos factores que pueden provocar la precipitación del

circonio en la colada, por lo que sólo es posible mantener un contenido máximo de magnesio en la solución si existe un exceso de circonio en el fondo de la colada. Al hacer la transferencia a otro crisol, el contenido de circonio en solución comienza a bajar enseguida, por lo que todas las aleaciones que contienen circonio se deben colar directamente desde el crisol en que se fabrican.

### 3.8.1.2 Moldeo

La mayoría de los componentes fabricados en aleaciones de magnesio son moldeados por inyección. Las máquinas de cámara fría se emplean para piezas moldeadas de gran envergadura, pudiéndose inyectar cargas de  $\geq 10$  kg en menos de 100 ms a presiones de valores tan altos como 150 MPa. Las máquinas de cámara caliente se emplean para un mayor número de aplicaciones y son más competitivas para piezas de pequeño tamaño, debido al corto ciclo con el que son capaces de operar.

Las aleaciones de magnesio ofrecen ventajas para ambos tipos de máquinas debido a que:

- La mayoría de las aleaciones tienen alta fluidez, lo que les permite llenar partes muy intrincadas y de pared muy fina (p.e. 2 mm).
- El magnesio tiene un calor específico por unidad de volumen bajo comparado con otros metales inyectables, permite trabajar con ciclo más cortos y tener un desgaste de molde menor.
- Se pueden alcanzar altas presiones en los bebederos a presiones moderadas, ya que el magnesio presenta una baja densidad.
- El hierro de los moldes tiene muy baja solubilidad en las aleaciones de magnesio, lo que es beneficioso al minimizar los problemas de adherencia de las piezas en el momento del desmoldeo.

Las piezas moldeadas por inyección pueden ser realizadas en magnesio en lugar de en aluminio, debido a su menor peso. Las piezas de magnesio así moldeadas también pueden reemplazar partes de acero, zinc moldeado y plásticos. Los requerimientos en servicio y el tamaño pueden influenciar en si una aleación se moldea por inyección, pero normalmente es la cantidad de piezas que se debe fabricar el factor más importante a tener en cuenta, ya que este tipo de conformación es de producción alta.

El moldeo en arena o en moldes permanentes también es posible para la fabricación de piezas de aleaciones de magnesio. Sin embargo, los métodos habituales de llenado del molde pueden causar ciertos problemas debido al flujo turbulento del metal que puede introducir óxidos y escorias como consecuencia de la reactividad del metal. Una posible solución es introducir el flujo por la parte inferior del molde, consiguiendo que el llenado sea unidireccional y permitiendo un mayor control de la presión para mejorar el flujo.

Las aleaciones de magnesio se pueden moldear en moldes permanentes cuando el número de partes requeridas justifica la gran inversión inicial en el equipamiento necesario. Las propiedades mecánicas de las piezas moldeadas en arena y en molde permanente son comparables, pero el molde permanente permite un mejor control dimensional y un mejor acabado superficial. Debido a la baja velocidad de enfriamiento inherente a los procesos de moldeo en arena y en molde permanente, las piezas suelen requerir un posterior tratamiento térmico para alcanzar las propiedades mecánicas requeridas.

El moldeo por compresión también se emplea para conseguir piezas de magnesio de alta calidad con aleaciones del tipo AZ91 o con aleaciones que no permiten ser moldeadas con las técnicas convencionales.

Por último, las aleaciones de magnesio también son susceptibles de ser moldeadas por moldeo tixotrópico, que da la oportunidad de producir productos de calidad y grano fino a precios inferiores a los del moldeo por inyección. Una técnica muy prometedora consiste en calentar la carga granular a 20°C por debajo de la temperatura de fusión e inyectar la pasta resultante en el molde por medio de un gran pistón roscado giratorio, tipo husillo. Los ensayos llevados a cabo con la aleación AZ91 han puesto de manifiesto que, a pesar de que las propiedades a tracción han variado ligeramente, la tenacidad a la fractura ha mejorado significativamente.

### 3.8.2 Conformación por deformación plástica

Las aleaciones de magnesio, como otros metales con estructura cristalina hexagonal, son mucho más trabajables a temperaturas elevadas que a temperatura ambiente. Por esto, las aleaciones de magnesio se conforman habitualmente a altas temperaturas y la conformación en frío se emplea únicamente para deformaciones suaves con radios amplios.

Los métodos y equipos empleados para la conformación de las aleaciones de magnesio son los mismos que los comúnmente empleados en la conformación de aleaciones de otros metales, excepto en lo relacionado a las herramientas y técnicas necesarias cuando la conformación es en caliente.

El trabajado de los metales a alta temperatura tiene ciertas ventajas respecto al trabajo en frío. A las piezas de magnesio se les da forma normalmente a altas temperaturas en una sola operación, sin necesidad de repetir ni recocidos ni nuevas conformaciones y, por lo tanto, reduciendo el tiempo empleado para fabricar la pieza. Además se elimina la necesidad de equipamiento matricial para etapas adicionales.

El endurecimiento de moldes y matrices es innecesario para la mayoría de los tipos de conformación. Las piezas conformadas en caliente se pueden obtener con tolerancias dimensionales más estrictas que las conformadas en frío porque experimentan menor recuperación. En la tabla 3.9 se muestran temperaturas máximas de conformación recomendadas para la conformación por deformación plástica de aleaciones de magnesio.

Aleación	Temperatura [°C]	Tiempo [h]
AZ61A-F	288	1
AZ31B-F	288	1
M1A-F	371	1
AZ80A-F	288	0,5
AZ80A-T5	193	1
ZK60A-F	288	0,5
ZK60A-T5	204	0,5

*Tabla 3.9 Temperaturas y tiempos máximas para el magnesio extruído para que el material no sufra efectos adversos en sus propiedades mecánicas*



### 3.8.2.1. Extrusión

Las temperaturas de trabajo están comprendidas entre los 300 y los 430°C, para las cuales todas las aleaciones son plásticas y poseen una gran capacidad de deformación, siendo la velocidad de extrusión influida por la composición de la aleación, el tratamiento afinador, por si ha sufrido una homogeneización previa, y finalmente por la velocidad de extrusión. Estas velocidades se sitúan entre los 1,2 m/min a los 300 m/min. Para las aleaciones de circonio, la velocidad puede aumentar al doble, siempre que se trate la fundición con fundentes que eliminen el manganeso. Asimismo, la velocidad de extrusión se puede duplicar cuando se elimina por completo el hidrógeno que suele quedar en el baño.

Las aleaciones de magnesio se pueden extruir como barras, y una serie diversa de perfiles, tubos y formas, así como una amplia gama de formas especiales. La extrusión se elige como método de conformación cuando:

- pequeñas partes extruidas o una combinación de partes extruidas y placas se pueden ensamblar para obtener el producto final;
- las formas deseadas son demasiado caras si se conforman por moldeo y mecanización;
- piezas que han sido cortadas de perfiles y barras extruidas pueden remplazar piezas moldeadas o forjadas.

El proceso de extrusión ofrece una serie de posibilidades de diseño que no contemplan otros sistemas de producción. Entre ellos estarían la conformación de ángulos entrantes, tubo de diámetro grande y pared fina, y la casi ausencia de restricciones respecto al espesor de la sección. Probablemente, el factor más importante para decidir que una determinada pieza se conforme por extrusión es cuando se requiera buena simetría de la misma, sobre todo si es en ambos ejes.

Normalmente la relación óptima entre el grosor y la anchura para la extrusión en magnesio es menor de 20. Se pueden realizar trabajos con relaciones superiores, pero en sacrificio de las tolerancias exigidas al producto. Cualquiera que sea la forma que tenga que extruirse, es difícil mantener las tolerancias estrechas entre secciones finas.

La extrusión por impacto se puede aplicar al magnesio y sus aleaciones poco cargadas cuando se conforman partes tubulares con forma simétrica. Se emplea especialmente cuando:

- no se puede conformar la pieza por ningún otro método, como pasa cuando se precisan paredes muy finas, paredes finas con alta resistencia mecánica o que deben incorporar perfiles irregulares;
- se requieren altas velocidades de producción, caso en el que las pérdidas por mecanizado son excesivas si las piezas se fabrican por otros medios; la resistencia mecánica requerida no se puede conseguir en moldeo por inyección, donde el número de operaciones de fabricación se puede reducir si se utiliza la extrusión por impacto; y/o se precisan muy buenas tolerancias.

### 3.8.2.2 Forja

En las operaciones de forja de las aleaciones de magnesio, la temperatura y la velocidad de deformación son los factores que determinan, para una aleación y textura dadas, la presión específica necesaria para la deformación. Las temperaturas de trabajo son, como en el caso de la extrusión, entre 300-430°C.

Con las aleaciones con circonio se obtienen propiedades mecánicas elevadas y regulares (se forjan más fácilmente) debido a la fina textura de solidificación que presentan.

El utillaje empleado se debe calentar a 200°C, aproximadamente, y se debe lubricar por pulverización de queroseno con grafito en suspensión.

La forja del magnesio puede producir la misma variedad de formas y tamaños que en el caso de los otros metales. El tamaño máximo se ve limitado principalmente por el tamaño del equipamiento del que se dispone. Las tolerancias se pueden mantener dentro de los rangos conseguidos para los otros metales, pudiendo variar de alguna manera con el tamaño y el diseño de la pieza forjada.

De entre todos los métodos de conformación, la forja es la que puede producir piezas de aleaciones de magnesio con la mejor combinación de propiedades mecánicas. Se emplea cuando se desea combinar poco peso con rigidez y alta resistencia mecánica. A veces la forja de magnesio se emplea más atendiendo a factores como su estanqueidad bajo presión, su mecanizabilidad y su ausencia de alabeamiento, que a su excelente resistencia específica.

La forja también se emplea cuando se producen una cantidad de piezas suficientes como para amortizar los costes de la matriz, así como para la conformación de piezas que requieran alta resistencia y ductilidad o mayor uniformidad y mejor absorción de vibraciones que las piezas moldeadas.

La facilidad con la que el magnesio puede ser trabajado reduce significativamente el número de operaciones de forjado necesarias para fabricar la pieza final. El diseño de la matriz y el flujo de metal resultante causan variaciones en las propiedades a tracción en zonas diferentes de las piezas forjadas de gran tamaño.

### **3.8.2.3 Laminación y estirado**

Los productos de aleaciones de magnesio laminados incluyen chapas, placas, círculos, placas de estampación, etc., y se suministran en una gran variedad de tamaños normalizados y no normalizados.

Para el empleo de chapa de magnesio, la posibilidad de incrementar la sección sin penalizar el peso es de particular interés en los diseños que contemplan este tipo de producto conformado por deformación plástica. El empleo de estas secciones gruesas posibilita la rigidez necesaria de la estructura sin la necesidad de utilizar uniones costosas a partir de resaltes u otros tipos de refuerzos similares.

Los productos de aleaciones de magnesio laminados pueden ser trabajados por medio de la mayoría de métodos convencionales. Cuando la conformación es intensa, se recomienda la fabricación de chapa en el estado de recocido. Sin embargo, también se puede conformar chapa parcialmente recocida con reducciones considerables.

Debido a que el calentamiento influye significativamente en las propiedades del magnesio laminado en duro, las propiedades del metal después de su exposición a altas temperaturas deben tenerse en cuenta para la conformación. La figura 3.12 muestra cómo al aumentar el tiempo de exposición a una determinada temperatura, o al variar la temperatura para un mismo tiempo de exposición, varía la resistencia a la tracción de la aleación AZ31B-H24. Esto implica que debe ser muy riguroso el control de estos dos factores.

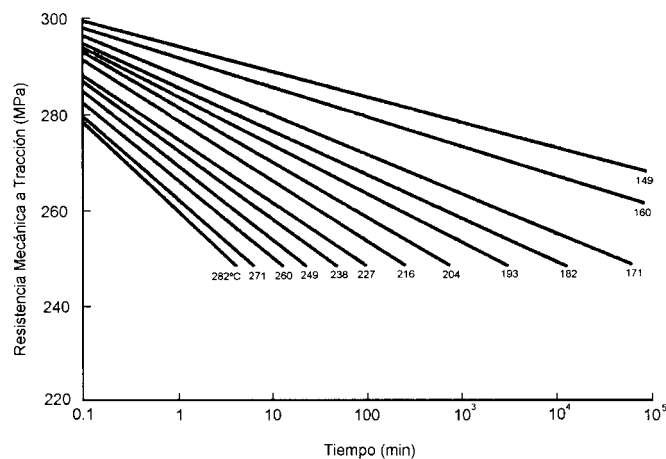


Fig. 3.12 Efecto del tiempo de exposición a temperatura elevada en la resistencia mecánica a temperatura ambiente de la aleación AZ31B-H24

Tanto el magnesio en chapa como el magnesio extruido puede ser estirado, no siendo influyentes en las técnicas empleadas los tratamientos previos que presenten.

La chapa se calienta habitualmente a 160-290°C y se estira lentamente hasta conseguir el contorno deseado. La chapa recocida puede ser estirada a temperatura ambiente hasta una reducción límite. Sin embargo, la conformabilidad de cualquiera de los estados de tratamiento en que se presenten las distintas aleaciones es mucho mayor si se trabaja a temperaturas más altas que la ambiente.

El porcentaje relativo de estirado (P) se expresa como:

$$P = ((L-S)/S) * 100$$

donde L es la longitud de estirado más larga en la pieza y S es la longitud comparablemente más corta que sea paralela a L. Se asume que L y S son semejantes antes del estirado.

La conformación por estirado en caliente tiene una recuperación elástica mínima. Esta pequeña recuperación se controla añadiendo un 1 % del total de la deformación. El control de la recuperación y el contorno son buenos para radios de curvatura positivos del contorno hasta los 6 m.

A veces, el arrugamiento es un problema en la conformación por estirado de chapa, particularmente cuando se fabrican piezas de baja curvatura. La mejor manera de controlar el fenómeno es construyendo en las matrices los retenedores adecuados.

Las matrices se pueden fabricar de una gran variedad de materiales, entre los cuales se encuentran las aleaciones de magnesio, las de aluminio, las de zinc, la fundición y el acero. El control del calentamiento es muy importante y un correcto control de las unidades de calentamiento favorecerá la adecuada y homogénea distribución de calor. Además de calentadores de resistencias eléctricas, también se emplean unidades de calentamiento por radiación infrarroja. Es importante que el

calentamiento sea suficiente como para inducir el flujo plástico; si no es así, se puede causar una excesiva elongación de la pieza y su rotura. La temperatura de la matriz variará en función del material a conformar.

#### 3.8.2.4 Embutición y doblado

Las aleaciones de magnesio se pueden embutir hasta una reducción máxima del 15-25 % en condiciones de recocido. La embutibilidad o porcentaje de reducción en diámetro de lingote se calcula a través de la fórmula:

$$\text{Porcentaje de reducción} = ((D-d)/D) \times 100$$

donde D es el diámetro del lingote antes de la embutición y d el diámetro del punzón.

Las piezas que se embuten en frío, después de su embutición, deben ser relajadas de tensiones con un calentamiento a 150°C durante 1 h con el objetivo de evitar su rotura, ya que si no acumularían muchas tensiones residuales.

Para las operaciones de embutición se emplean tanto las prensas mecánicas como las hidráulicas, aunque son estas últimas las que más se utilizan, debido a que pueden trabajar a velocidades más bajas y más uniformes, por lo que cuando se pretende realizar embuticiones complicadas, se consigue un mejor control del proceso.

Se ha desarrollado mucho la técnica de la embutición en caliente de chapa de aleaciones de magnesio, ya que, a través de ella, se puede completar la operación de embutición en una sola etapa. Al calentar las aleaciones de magnesio se incrementa su capacidad de embutición, de tal manera que la mayoría de las piezas se pueden conformar en una sola embutición. Por ejemplo, la reducción que se puede alcanzar con la embutición en caliente para una aleación del tipo AZ31B se duplica al aumentar la temperatura de la aleación hasta 230°C, siendo posible y habitual realizar sobre la aleación AZ31B en estado de recocido embuticiones en caliente y en una sola pasada en las que se pueden alcanzar valores de reducción de hasta el 68 % (Fig. 3.13). Todo esto es posible ya que el magnesio aumenta mucho más que otros metales su capacidad de embutición al ser calentado. Se pueden llegar a embutir algunas aleaciones hasta temperaturas de 300-350°C.

En la figura 3.13 también se puede apreciar que la reducción también es función de la velocidad de embutición para una temperatura dada.

La selección del material para el utillaje de embutición está determinada principalmente por la severidad de la operación y por el número de piezas que se deben producir. Para la mayoría de las aplicaciones, acero bajos en carbono sin endurecer y fundiciones son suficientes. Sin embargo, se seleccionan aceros de herramienta endurecidos para realizar producciones de 10.000 piezas o más, para obtener superficies muy suaves o para conseguir tolerancias ajustadas. En el caso de la embutición a temperatura ambiente, habitualmente se emplean aceros que se calentarán con el objetivo de trabajar en condiciones de máxima dureza. Sin embargo, cuando la embutición se lleva a cabo a alta temperatura, se debe tener muy en cuenta la temperatura máxima a la que se verá sometido el material de la estampa y los pisadores. En este caso, estos materiales deben situarse ligeramente por encima de la temperatura máxima de trabajo, aunque se pierda un poco de dureza.

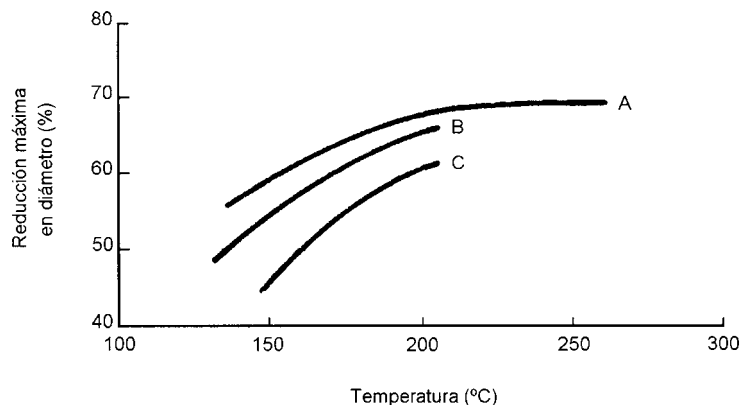


Fig. 3.13 Efecto de la temperatura en la embutibilidad de una placa de AZ318 de 1,63 mm de espesor

También deben considerarse las tolerancias dimensionales del punzón y la estampa, ya que pueden influir sobre el tamaño de la pieza. Por ejemplo, las aleaciones de magnesio, de aluminio y de zinc se emplean en el diseño de punzones para minimizar la diferencia en la expansión térmica entre el magnesio y el punzón. Sin embargo, si se emplean punzones de acero o fundición se deben tener en cuenta las tolerancias dimensionales debidas a las grandes diferencias en los coeficientes de expansión térmica.

El doblado se puede realizar a temperaturas elevadas de 280-350°C, lo cual implica que se debe calentar tanto el utillaje como la chapa. Es importante evitar con sumo cuidado la inclusión de impurezas, especialmente las metálicas, sobre las superficies deformadas, ya que en caso contrario, con posterioridad, se pueden producir corrosiones severas.

### 3.8.3 Uniones: soldadura, remachado, encolado

El magnesio y sus aleaciones, tanto las de moldeo como las de conformación por deformación plástica, pueden soldarse con facilidad por medio de soldadura con arco de tungsteno y gas protector, por electrodo consumible o por soldadura de puntos por resistencia eléctrica. La baja capacidad calorífica y calor de fusión del magnesio implica que los aportes energéticos son bajos y la velocidad de soldadura elevada.

En general, son adecuadas las varillas de aporte de la misma composición que el metal base, aunque también se pueden emplear de más aleadas, con menor punto de fusión y rango de enfriamiento más amplio, para minimizar el agrietamiento.

Las uniones de soldadura a tope o en ángulo son las preferibles para el caso del magnesio, ya que son las más fáciles de realizar por arco y dan resultados más consistentes que los otros tipos de unión.

Las uniones por soldadura por arco en chapa y placa de aleaciones de magnesio recocidas tienen resistencias mecánicas a temperatura ambiente de menos del 10 %, más bajas que las del metal base, lo

que significa un 90% de rendimiento. Sin embargo, para el material laminado en duro el rendimiento baja a un 60-85 %. Estas eficiencias de la unión se ven afectadas también por la temperatura en servicio, creciendo al aumentar la temperatura.

Las piezas moldeadas a menudo son precalentadas a 250-300°C para reducir el agrietamiento de la soldadura en el momento del enfriamiento.

La soldadura por arco provoca corrosión bajo tensiones en algunas aleaciones de magnesio, especialmente las aluminio-zinc y aquellas que contienen más de un 1 % en peso de aluminio. Por este motivo se deben relajar las tensiones que quedan en la unión a través de un tratamiento de calentamiento (150-300°C) y enfriamiento en aire. Los otros tipos de aleaciones de magnesio, las que contienen manganeso, tierras raras, torio, zinc o circonio, no son sensibles a la corrosión bajo tensiones, y por lo tanto no es necesario realizarles la relajación de tensiones en la soldadura.

La soldadura por puntos en magnesio tiene buenas propiedades mecánicas estáticas, pero su resistencia a la fatiga es más baja que para uniones por remachado o encolado. La soldadura por puntos se emplea habitualmente para aplicaciones de bajo sollicitación mecánica y no está recomendada cuando las uniones están sometidas a vibraciones. Los cordones de soldadura, ya sean continuos o discontinuos, tienen propiedades mecánicas comparables a las de los puntos.

Para el remachado del magnesio y sus aleaciones se emplean las mismas técnicas que para hacerlo en otros metales, tanto para el perforado como para el avellanado del material. Generalmente se utilizan remaches de aluminio para evitar los problemas de corrosión galvánica; de hecho, si se emplean los remaches de aluminio, no es necesario ningún tipo de protección adicional. Para la colocación de los remaches se emplea normalmente la prensa de martillo.

El encolado de las aleaciones de magnesio se ha convertido en una técnica de fabricación importante, aunque limitada casi exclusivamente a las uniones por solapamiento. El encolado confiere la mejor resistencia a la fatiga de todos los tipos de uniones por solapamiento. La probabilidad de rotura por concentración de tensiones es mínima, permitiendo mayor eficacia que el remachado en la unión de materiales muy finos y/o con la superficie suave. Las colas utilizadas son de varios tipos, tales como fenólicas, epoxy, termoendurecibles, etc.

### 3.8.4 Mecanización

El magnesio y sus aleaciones son los materiales con mayor facilidad de mecanización, lo que significa gran profundidad de corte, alta velocidad de trabajo, bajo desgaste de herramienta y bajo consumo de potencia por parte del equipamiento (Tabla 3.10). Esto lleva a que a veces se seleccione el material atendiendo más a esta propiedad que a su ligereza. Sin embargo, debido a que todas las aleaciones de magnesio, sin distinción, se mecanizan con la misma facilidad, raramente se selecciona una determinada aleación de magnesio en lugar de otra atendiendo únicamente a su capacidad de mecanización.

El magnesio suele ser mecanizado en seco (permite la recuperación de la viruta para su refusión); no obstante, en los casos en que se requiere velocidades de trabajo muy elevadas y existe el riesgo de ignición, es necesario el empleo de un refrigerante, que suelen ser aceites minerales de alto punto

Metal	Potencia relativa
Aleación de Magnesio	1,0
Aleación de Aluminio	1,8
Latón	2,3
Fundición de hierro	3,5
Acero bajo en carbono	6,3
Aleación de Níquel	10,0

*Tabla 3.10 Potencia comparativa necesaria para mecanizar un mismo volumen de material en diferentes materiales metálicos*

de fusión y neutros, ya que los basados en agua pueden reaccionar químicamente con la pieza. Las herramientas de corte experimentan una buena vida si se mantienen los ángulos de incidencia de ataque muy agudos (habitualmente un mínimo de  $7^\circ$ ). Las herramientas agudas también minimizan el riesgo de que ardan por el calentamiento sufrido debido a la fricción.

Una característica destacada del mecanizado de las aleaciones de magnesio es su capacidad para adquirir acabados extremadamente finos. A menudo se hace innecesario un rectificado y pulido final del magnesio para obtener una superficie suave, tanto a bajas como a altas velocidades, incluso sin el uso de fluidos de corte.

En las piezas de magnesio las distorsiones durante el mecanizado son muy poco probables y, si se dan, se suelen atribuir a un calentamiento excesivo o a una inapropiada fijación de la pieza.

Las aleaciones de magnesio se pueden mecanizar por ataque químico con 5%  $\text{H}_2\text{SO}_4$  o con soluciones diluidas de  $\text{HNO}_3$  o  $\text{HCl}$ , utilizándose estas técnicas principalmente en la industria de la impresión.

### 3.8.5 Protección contra la corrosión

Proteger la superficie del magnesio y sus aleaciones contra la corrosión es una práctica habitual. Esta protección es esencial cuando se produce un contacto con otro metal estructural, ya que este hecho puede llevar a una severa corrosión galvánica. Algunos métodos de los más empleados son:

- Anodización fluorada. Este método consiste en una anodización con corriente alterna hasta 120 V en un baño con un 25 % de bifluoruro amónico que elimina de la superficie las impurezas y produce una capa fina y de color blanco perlado de  $\text{MgF}_2$ .
- Tratamientos químicos. Las piezas son sumergidas en soluciones cromadas que limpian y pasivan la superficie hasta que se forma una capa de  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  y un compuesto cromado. Estas capas confieren una protección limitada, pero sirven de base para que se consiga un buen tratamiento posterior con recubrimientos orgánicos.
- Anodización electrolítica. En ciertos tratamientos patentados por la industria se deposita un recubrimiento de tipo cerámico, que es duro y que, además de proteger contra la corrosión, mejora la resistencia a la abrasión. Estas capas son muy porosas y no protegen a no ser que se sellen. Para

el sellado se sumergen en soluciones calientes diluidas de dicromato sódico y bifluoruro amónico, seguido de un secado.

- Un método que ofrece mejores resultados consiste en la impregnación con una resina epoxy que polimeriza a alta temperatura. Las capas anódicas selladas con resina ofrecen muy buena resistencia tanto a la corrosión como a la abrasión, y si además se rectifican, se pueden emplear como superficies de fricción.
- Sellado con resinas epoxy. La pieza se calienta a 200-220°C para eliminar la humedad, se enfría a 60°C y se sumerge en la solución de la resina. Después de sacarla de la solución, se limpia y se seca al aire para evaporar los disolventes y finalmente se coloca en el horno a 200-220°C para polimerizar la resina. Para aumentar el grosor del recubrimiento se puede repetir el tratamiento una o dos veces más.
- Acabados con pinturas. Las superficies se deben preparar con los métodos expuestos anteriormente, después de lo cual se aplica una capa de pintura de buena calidad.
- Esmaltado vítreo. Este tipo de tratamientos puede ser aplicado en aleaciones que no tienen la temperatura de *solidus* demasiado baja. La superficie se ha de preparar sumergiéndola en una solución cromada antes de aplicar el vidrio.
- Electrodeposición. Antes de la deposición de cromo, níquel u otros metales, se deben seguir ciertas etapas de limpieza superficial y aplicación de pretratamientos.

### 3.9 Aplicaciones del magnesio

El magnesio y sus aleaciones se utilizan en una amplia gama de aplicaciones estructurales y no estructurales.

Las aplicaciones industriales incluyen la automoción, de tipo industrial, de manejo y transporte de materiales, comerciales y de equipamiento aerospacial.

Las aplicaciones en el campo de la automoción incluyen abrazaderas de soporte para los pedales del freno y el embrague y la caja de la transmisión manual, entre otras. La automoción es una de las áreas de aplicación en que más se están volcando últimamente los productores de magnesio. En la industria de la maquinaria, como por ejemplo para máquinas textiles o de impresión, las aleaciones de magnesio se emplean para fabricar partes que deben trabajar a altas velocidades, por lo que deben ser ligeras para minimizar las fuerzas inerciales. En el caso del manejo y transporte de materiales, son casos típicos la fabricación de plataformas de embarque, palas para grano y transportadores por gravedad. Las aplicaciones comerciales incluyen herramientas de mano, equipajes, escaleras, cajas de ordenadores y carcasas de teléfonos móviles. En estas dos últimas aplicaciones se aprovecha la ligereza del magnesio y su habilidad para ser colado para obtener paredes muy finas, así como por su capacidad de aislamiento electromagnético. Las aleaciones de magnesio son muy valiosas para las aplicaciones aerospaciales porque son muy ligeras, tienen buena resistencia mecánica y buena rigidez tanto a temperatura ambiente como a temperaturas elevadas; a pesar de ello, en las dos últimas décadas ha decaído el consumo de las aleaciones de magnesio en esta área industrial.



El magnesio se emplea también en diversas aplicaciones no estructurales. Se emplea como elemento aleante en aleaciones de aluminio, de zinc, de plomo y de otros metales no férreos. También se utiliza como desoxigenante y desulfurante en la fabricación de aleaciones de níquel y cobre, y como agente reductor en la obtención de berilio, titanio, circonio, hafnio y uranio. Otra aplicación no estructural muy importante del magnesio es su utilización en los reactivos de Grignard para química orgánica. Como polvo, el magnesio se emplea en la industria pirotécnica, tanto en su estado puro como aleado, hasta con un 30% o más de aluminio. La posición relativa del magnesio dentro de la escala electromotriz permite que sea empleado como protector catódico de otros metales cuando se pretende prevenirlos de la corrosión, y también como material para la construcción de pilas secas y baterías recargables. En las fundiciones de hierro gris se usa el magnesio y las aleaciones que contienen magnesio como agentes que se introducen en la cuchara justo antes de la colada. El magnesio provoca que las partículas de grafito de la fundición se hagan nodulares lo que mejora de forma significativa la tenacidad y la ductilidad del hierro fundido. El magnesio también se emplea para el fotograbado debido a su rápida pero muy controlable respuesta al ataque químico y a su ligereza.

Al analizar los datos de magnesio en el mundo occidental en 1991, se aprecia que más de la mitad del consumo fue como elemento aleante en las aleaciones de aluminio. Asimismo, más de un 18 % se empleó para desulfurar el acero y producir fundición nodular. Del resto, sólo un 18 % del total fue para la producción de elementos estructurales, de entre los cuales los moldeados por inyección son los predominantes.

Por áreas comerciales es importante destacar la reducción de consumo en el campo de la aeronáutica y de la fabricación de misiles, mientras que el mercado para el magnesio se amplía en el sector del transporte terrestre.

### 3.10 Referencias

1. R.S. Busk, *Magnesium Products Design*, New York, Marcel Dekker, 1987.
2. E.F. Emley, *Principles of Magnesium Technology*, London, Pergamon Press, 1966.
3. S.C. Erikson, "Pure Metal: Magnesium", en *Metals Handbook 10<sup>th</sup> Edn Vol II: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, Ohio, American Society of Metals, Metals Park, 1990. p. 1132.
4. S.J. Fletcher, "Magnesium and its Applications", *Foundry*, 95, 1973, p. 13.
5. S. Housh, B. Mikucki and A. Stevenson, "Selection and Application of Magnesium and Magnesium alloys", en *Metals Handbook 10<sup>th</sup> Edn Vol II: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, Ohio, American Society of Metals, Metals Park, 1990. p. 455.
6. S. Housh, B. Mikucki and A. Stevenson, "Properties of Magnesium Alloys", en *Metals Handbook 10<sup>th</sup> Edn Vol II: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, Ohio, American Society of Metals, Metals Park, 1990. p. 476.
7. W. Hume-Rothery and G.V. Raynor, *The Structure of Metals and Alloys*, London, The Institute of Metals, 1956.
8. A.A. Nayeib-Hashemi and J.B. Clark, *Phase Diagrams of Binary Magnesium Alloys*, Metals Park, OH, ASM International, 1988.
9. I.J. Polmear, *Light Alloys: Metallurgy of the Light Alloys*, London, Edward Arnold, 1995.
10. I.J. Polmear, "Magnesium Alloys and Applications", *Mater. Sci. and Tech.*, 10, 1994, p. 1.

11. G.V. Raynor, *The Physical Metallurgy of Magnesium and its Alloys*, London, Pergamon Press, 1959.
12. G.V. Raynor, "Constitution of Ternary and Some More Complex Alloys of Magnesium", *Int. Met. Rev.*, 22, 1977, p.65.
13. C.S. Roberts, *Magnesium and its Alloys*, New York, Wiley, 1960.



## 4 Nuevos materiales ligeros y sus procesos

### 4.1 Materiales compuestos

Los materiales compuestos son materiales que incorporan un refuerzo con un elevado módulo elástico y una alta resistencia en una matriz de un material más dúctil y tenaz con inferiores propiedades de resistencia y módulo elástico. La combinación de propiedades de ambos da lugar a un material con características superiores a la de ambos materiales por separado. El objetivo del refuerzo es conseguir la transferencia de cargas de la matriz al refuerzo, de forma que la resistencia del compuesto se ve incrementada de acuerdo con las propiedades y fracción de volumen del material añadido. Las características que definen a un material compuesto son:

- Consta de dos (o más) materiales físicamente distintos y separables mecánicamente.
- Es posible controlar la mezcla de los distintos materiales a fin de alcanzar unas propiedades óptimas.
- Las propiedades del compuesto son superiores a las propiedades de los componentes por separado.

#### 4.1.1 MMC

El último punto es el más importante en el desarrollo de materiales compuestos. Ha llevado al desarrollo de plásticos reforzados con fibras, con mayor resistencia, a la aparición de compuestos de matriz metálica (MMC: *metal-matrix composites*), de gran resistencia y bajo peso, o incluso al desarrollo del hormigón armado, uno de los primeros compuestos desarrollados, aunque sería más adecuado definirlo como un “macrocompuesto”.

En el caso de los compuestos de matriz metálica, se trata de materiales desarrollados en los últimos veinte años. Los metales más utilizados como matriz son el aluminio y el magnesio, por su baja densidad, amplia gama de aleaciones disponibles, posibilidad de realizar tratamientos térmicos y flexibilidad de proceso. También se emplea el titanio, especialmente con vistas a aplicaciones a alta temperatura.

En la tabla 4.1 se muestran las propiedades mecánicas de algunos MMC disponibles comercialmente.

Compuesto <sup>1</sup>	límite elástico [MPa]	tensión a rotura [MPa]	elongación [%]	módulo Young [GPa]
Al-Mg <sub>2</sub> Si				
6061 (T6)	275	310	20	69
6061/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /15p (T6)	317	359	5,4	87
6061/SiC/15p (T6)	342	364	3,2	91
Al-Cu				
2014 (T6)	476	524	20	69
2014/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /20p (T6)	483	503	1,0	101
2014/SiC/15p (T6)	466	493	2,0	100
Al-Li				
8090 (T6)	415	485	7	80
8090/SiC/13p (T6)	499	547	3	101
8090/SiC/17p (T6)	450	540	3,5	103
Al-Si colado				
A356 (T6)	205	280	6	76
356/SiC/10p (T61)	287	308	0,6	82
356/SiC/20p (T61)	336	357	0,4	98

<sup>1</sup> Designación del compuesto: matriz/refuerzo/fracción de volumen de las partículas

(Adaptado de Lloyd D.J. (1994) y Smithells (1998))

Tabla 4.1 Comparación de propiedades entre aleaciones reforzadas y sin reforzar

#### 4.1.2 Materiales de refuerzo

El refuerzo en los MMC puede tomar diversas formas, si bien la más barata y fácil de obtener es en forma de partículas. Se han ensayado diversos materiales disponibles en forma de partículas, pero las más utilizadas, en función de sus buenas propiedades mecánicas, calor específico y conductividad térmica y de su coste razonable son partículas de óxido de aluminio (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), o bien de carburo de silicio (SiC). Algunas de sus propiedades se indican en la tabla 4.2. Se intenta que las partículas de refuerzo no presenten aristas a fin de limitar las tensiones inducidas mediante una geometría redondeada u ovalada. Un tamaño típico para una partícula de refuerzo es 10-20 micrómetros. Los compuestos reforzados por partículas tienen propiedades isotropas, pero no aprovechan al máximo el refuerzo incorporado.

Partícula	Módulo de Young [GPa]	Coefficiente de Poisson	Densidad [g/cm <sup>3</sup> ]	Coefficiente de expansión térmica [K <sup>-1</sup> ]
SiC	420-450	0,17	3,2	4,3x10 <sup>-6</sup>
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	380-450	0,25	3,96	7,0x10 <sup>-6</sup>

(Adaptado de Lloyd D.J. (1994))

Tabla 4.2 Propiedades del refuerzo de SiC y de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

El uso de fibras alineadas mejora de forma notable la transferencia de cargas, pero también encarece de forma notable el producto final. En el caso de usar fibras cortas alineadas, la efectividad de la transferencia se ve reducida respecto a las fibras continuas. En ambos casos, las propiedades del compuesto son altamente anisotrópicas, lo que puede producir debilidad y fragilidad de los compuestos en las direcciones normales a las fibras. Una solución empleada cuando se requieren buenas propiedades en varias direcciones es el uso de fibras cruzadas o incluso capas de fibras cruzadas. Otra opción es el uso de fibras orientadas al azar, lo que proporciona propiedades inferiores a las obtenidas con fibra paralela, pero con mayor isotropía. Las fibras más comunes son *whiskers* de SiC o fibras de alúmina de orientación aleatoria. En el caso de las fibras largas, las más habituales son fibras metálicas, monofilamentos depositados por CVD o multifilamentos obtenidos por pirólisis de polímeros.

En el caso de los compuestos preparados a partir de la fusión de la matriz, es necesario tener en cuenta las posibles reacciones químicas de las partículas con la matriz, debidas a la falta de equilibrio termodinámico, por lo que se pueden producir reacciones entre ellos a altas temperaturas que afecten a sus propiedades, especialmente la resistencia a fatiga. Por ejemplo, el SiC es inestable en la mayoría de aleaciones de aluminio, formando un carburo de aluminio, mientras que es perfectamente estable en las aleaciones de magnesio.

#### 4.1.3 Manufactura

La manufactura de MMC aún sigue siendo semicomercial, si bien se están desarrollando procesos de fabricación baratos que permitan a estos materiales acceder al mercado con precios competitivos. A fin de obtener transferencia de carga en servicio, es esencial garantizar que el refuerzo tiene un buen contacto con la matriz durante la fabricación, básicamente garantizando la mojabilidad de las fibras. En ocasiones esto requiere la aplicación de una capa superficial a las fibras que permita dicha mojabilidad.

Existen dos métodos genéricos para la manufactura de compuestos: la metalurgia de polvos y los métodos basados en la fusión de la matriz. En ambos casos los detalles de manufactura son a menudo secreto industrial, aunque las líneas generales del proceso están perfectamente establecidas.

La metalurgia en polvos fue la primera desarrollada debido a la dificultad de empapar las partículas cerámicas con metal fundido. Las etapas del proceso se muestran en la figura 4.1.

El polvo metálico consiste generalmente en polvo prealeado atomizado, con un tamaño de 20-40 micrómetros, aunque también puede estar formado por una mezcla de polvos no aleados o provenientes de solidificación rápida. La mezcla de los elementos es importante, ya que establece la homogeneidad del compuesto.

Tras la mezcla, la etapa de prensado a alta temperatura en vacío compacta la mezcla hasta un 95% de la densidad nominal. Esta etapa se facilita si se realiza en la zona sólido-líquido de la aleación, ya que permite una densificación más rápida, si bien puede dar lugar a la formación de compuestos no deseados en la interfaz matriz-partícula cerámica.

El producto final se obtiene por extrusión con elevada deformación, para romper las capas de óxido entre partículas metálicas, así como para mejorar la distribución del refuerzo. Es necesario, sin embargo, controlar la deformación aplicada, ya que un exceso puede dar lugar a fracturas en las partículas de refuerzo y a una degradación de la matriz.

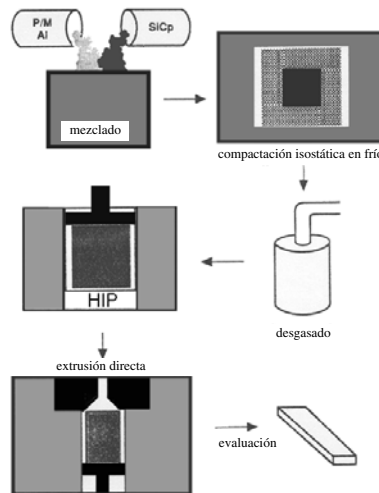


Fig. 4.1 Manufactura de compuestos mediante metalurgia de polvos (Adaptado de Lloyd D.J. 1994)

Las ventajas de esta vía de fabricación son las siguientes:

- Permite usar casi cualquier aleación como matriz.
- Permite emplear cualquier tipo de refuerzo porque cualquier reacción entre refuerzo y matriz puede minimizarse mediante procesado en estado sólido.
- Es posible utilizar elevadas fracciones de volumen de refuerzo.

Sin embargo, también presenta algunos inconvenientes:

- Requiere manejar grandes cantidades de polvos altamente reactivos.
- El proceso es relativamente complejo.
- El coste del producto final es elevado en comparación a las aleaciones convencionales.
- El segundo método se basa en incorporar las partículas cerámicas en la matriz fundida. El problema básico que presenta este método es que la mayoría de metales no mojan las partículas cerámicas, lo que requiere emplear algún método o proceso que modifique este comportamiento.

Una de las primeras soluciones empleadas se basa en introducir las partículas metálicas en los bordes de un vórtice creado en el metal fundido por medios mecánicos. Otros métodos existentes son el Duralcan™, aplicable a las aleaciones de aluminio, y el Comral™, con una matriz de aleación de aluminio 6061 mezclada con óxido de silicio esférico.

Otras variantes se basan en trabajar con la matriz en estado semisólido, lo que le da una elevada viscosidad que propicia la retención de las partículas cerámicas. También se ha estudiado la infiltración de la matriz metálica en un lecho de partículas cerámicas, tanto a presión como en vacío, si bien aún están en fase de desarrollo.

Un proceso alternativo consiste en proyectar partículas fundidas de matriz y refuerzo al mismo tiempo (método Osprey), lo que lo convierte en un método capaz de producir lingotes de 200 kg. (figura 4.2).

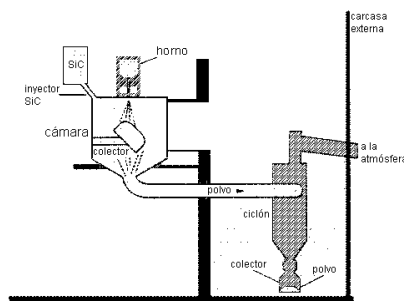


Fig. 4.2 Sistema de deposición por spray (Adaptado de Lloyd D.J. 1994)

El proceso XD<sup>TM</sup> evita el problema de mojabilidad de las partículas creándolas *in situ* mediante la introducción de compuestos en la matriz fundida que, por reacción exotérmica, formen las partículas de refuerzo, generalmente monocristales.

En todos los procesos presentados es difícil establecer el coste asociado, si bien se sitúa en torno a los 100\$/kg.

#### 4.1.4 Sólidos metálicos celulares

En los últimos años se han empezado a comercializar sólidos celulares metálicos de aluminio, titanio y sus aleaciones en cantidades apreciables. Esto ha sido posible por el desarrollo de nuevos métodos de producción, que han permitido una reducción sustancial de costes de producción, así como al interés creciente en estructuras de bajo peso capaces de absorber gran cantidad de energía. Los principales tipos de sólidos celulares metálicos existentes son los siguientes:

- Núcleos alveolares de tipo nido de abeja (hexagonales).
- Núcleos celulares (aluminio fundido con agentes químicos formadores de gases).
- Espumas metálicas.

De éstos, los más importantes son los sándwich con núcleo de panel de abeja, que son de uso común en aplicaciones donde un peso reducido sea fundamental, y las espumas metálicas, de reciente desarrollo.

Los paneles de nido de abeja se pueden fabricar con la mayoría de materiales ligeros, como el aluminio, y el titanio, y también con otros materiales, como el acero inoxidable, el molibdeno o el cobalto. Tomando como ejemplo el uso de aleaciones de aluminio, se han conseguido materiales con resistencia a la tensión superior a los 300 MPa, y con un espesor de 20-120 micrómetros en las paredes que conforman el panel.

Las espumas metálicas son el desarrollo más reciente de esta familia de materiales. Presentan una buena resistencia a la corrosión, una baja conductividad térmica y una buena reciclabilidad. Estas propiedades, junto a una mayor uniformidad microestructural en producción, hacen de estos materiales una excelente opción como núcleo de paneles sándwich en lugar de la estructura de nido de abeja, y también como aislante térmico, sonoro y en aplicaciones de absorción de energía.



Actualmente hay dos métodos importantes de fabricación de espumas: por un proceso de moldeo, fusión y extracción mediante banda transportadoras, de la *Hydro Aluminium*, y por proceso de metalurgia de polvos, desarrollado por el *Fraunhofer Institute for Applied Materials Research*. Ambos procesos producen espuma de aluminio y de aleaciones de aluminio con propiedades razonablemente homogéneas y en cantidades comerciales.

Las densidades de las espumas son bastante bajas, del orden de  $0,3 \text{ g/cm}^3$ . El límite elástico también es bastante bajo, del orden de los 5 MPa, si bien la capacidad de absorción de energía es importante.

#### 4.1.5 Aplicaciones

Los MMC son materiales muy atractivos para aplicaciones donde el control de la carga térmica y de sonido y vibraciones sea importante, así como en aplicaciones donde la resistencia al desgaste sea importante. Los MMC se emplean para fabricar engranajes, elementos de transmisión de fuerza de baja inercia, sistemas electrónicos y diversos elementos de la industria aeroespacial, donde el peso es un factor esencial.

Entre las aplicaciones estructurales de los panales de nido de abeja y de espumas metálicas, destaca el sector aeronáutico, donde se utiliza en la estructura, mamparas, paneles, suelos, puertas, como elemento de insonorización, etc. También es empleado en el transporte terrestre y marítimo, así como en construcción, como elemento de mamparas y como aislante. Otra aplicación muy extendida es en el campo deportivo, como base de construcción de esquís, raquetas, carenados de vehículos de competición, y cualquier aplicación donde la relación resistencia-peso supere las consideraciones económicas.

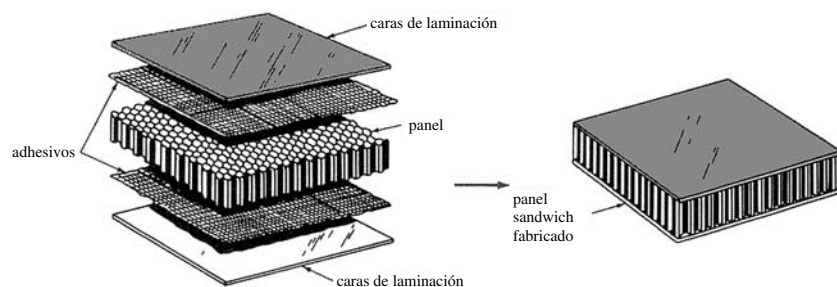


Fig. 4.3 Elementos de un sándwich de panel de abeja (Adaptado de Smith W.F (1998), p. 678)

## 4.2 Compuestos: aluminuros de titanio

Entre los nuevos materiales ligeros, un campo al que se está dedicando mucha atención son las aleaciones capaces de trabajar a altas temperaturas. Como se explica en el capítulo 5, las aleaciones convencionales de titanio no pueden resistir exposiciones prolongadas a la atmósfera a temperaturas superiores a los  $600^\circ\text{C}$ , principalmente debido a la oxidación superficial, que produce desconchamientos y fragilidad interna. Existen, sin embargo, compuestos intermetálicos ordenados de

aluminio-titanio que presentan un número de propiedades que los hacen atractivos para ser usados en componentes requieran trabajar a altas temperaturas. Contienen suficiente cantidad de aluminio para formar capas de alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) en ambientes oxidantes, tienen densidades bajas, puntos de fusión relativamente elevados y excelentes propiedades de resistencia a alta temperatura.

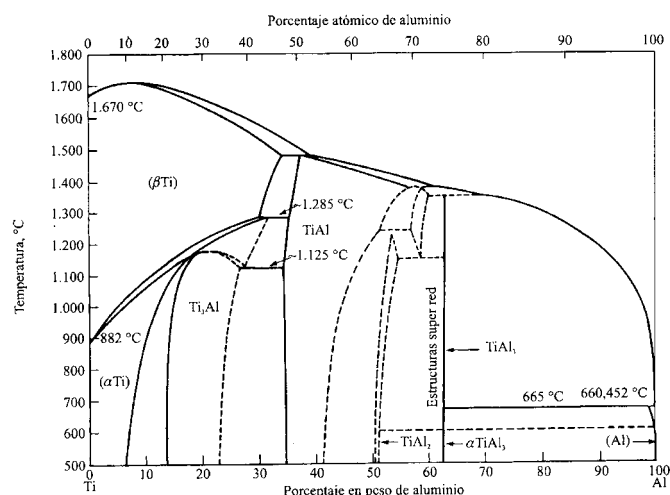


Fig. 4.4 Diagrama de fases Ti-Al (Adaptado de Smith W.F (1998), p. 324)

El diagrama de fases Ti-Al se muestra en la figura 4.4. Los aluminuros de titanio de interés son el  $\text{Ti}_3\text{Al}$  (alfa2), el  $\text{TiAl}$  (gamma), y el estequiométrico  $\text{TiAl}_3$  (Tabla 4.3). Aunque existen otras composiciones de aluminuros, el grado de ordenamiento atómico que presentan decrece conforme la composición se distancia de las proporciones estequiométricas.

Las ventajas inmediatas para estos aluminuros son su elevado módulo elástico y su baja densidad con relación a las superaleaciones de níquel, material de uso habitual en la fabricación de álabes de turbina. Y aún más importante; como se ha comentado, la resistencia a la oxidación de los aluminuros mejora con el contenido en aluminio. Las estructuras cristalinas ordenadas de los compuestos también presentan una resistencia mejorada a la fluencia en caliente, ya que la red cristalina dificulta el movimiento de las dislocaciones y la difusión atómica a altas temperaturas. El inconveniente que presentan estas propiedades es una baja ductilidad a bajas temperaturas, lo que ha dificultado su introducción comercial.

Aleación	Estructura	T <sub>c</sub> Ordenamiento [°C]	Punto de fusión [°C]	Densidad	Módulo de Young [GPa]
$\text{Ti}_3\text{Al}$	$\text{D0}_{19}$ (hcp)	1.100	1.600	4,3	145
$\text{TiAl}$	$\text{L1}_0$ (tetragonal)	1.460	1.460	3,91	176
$\text{TiAl}_3$	$\text{D0}_{22}$ (tetragonal)	1.350	1.350	3,4	200

(Adaptado de Materials properties handbook of titanium alloys, 1994)

Tabla 4.3 Propiedades físicas de los aluminuros de titanio

#### 4.2.1 $\text{Ti}_3\text{Al}$ (alfa2)

Es el aluminuro más estudiado. Presenta un gran incremento en la ratio resistencia-peso respecto a las aleaciones convencionales de titanio. El  $\text{Ti}_3\text{Al}$  presenta una estructura hexagonal ordenada que contiene tres sistemas independientes de deslizamiento (planos basal, prismático y piramidal), si bien, a diferencia de la mayoría de la mayoría de metales con malla hexagonal, no tiene deformación por maclado, y la insuficiencia de sistemas de deslizamiento que presenta genera una baja ductilidad a temperatura ambiente.

Este aluminuro es estable para un rango de composiciones de aluminio del 22 al 39at%, y mantiene su estabilidad hasta temperaturas superiores a los  $1100^\circ\text{C}$ . Tanto la microestructura como las propiedades mecánicas del  $\text{Ti}_3\text{Al}$  siguen el comportamiento de las aleaciones convencionales de titanio. Se puede procesar termomecánicamente en fase beta, así como templar y añadir aleantes para mejorar sus propiedades.

$\text{Ti}_3\text{Al}$ : Estructura cristalina

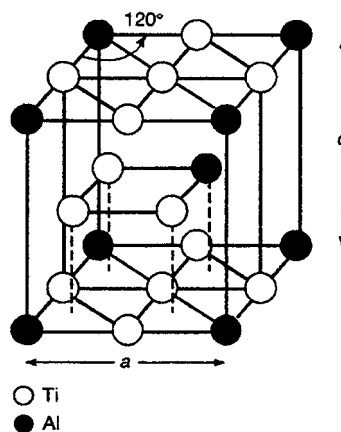


Fig. 4.5 Estructura cristalina del  $\text{Ti}_3\text{Al}$

(Adaptado de *Materials properties handbook of titanium alloys*, 1994)

#### 4.2.2 $\text{TiAl}$ (gamma)

El desarrollo del  $\text{TiAl}$  es más reciente que el del  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , debido a su inferior ductilidad a temperatura ambiente. La resistencia a tracción es también inferior. Sin embargo, su menor densidad, combinada con valores más elevados del módulo elástico, resistencia a la oxidación, estabilidad térmica y la plasticidad que presenta a altas temperaturas lo hacen muy interesante.

El  $\text{TiAl}$  tiene una estructura tetragonal, con composiciones de aluminio entre 49 y 66 at%. El compuesto mantiene su ordenamiento hasta su punto de fusión a  $1460^\circ\text{C}$ . Al igual que el  $\text{TiAl}$ , su ductilidad es baja, pero a elevadas temperaturas presenta plasticidad por maclado.

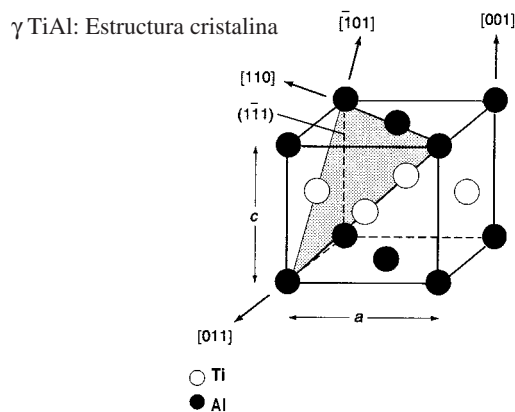


Fig. 4.6 Estructura cristalina del TiAl  
(Adaptado de *Materials properties handbook of titanium alloys*, 1994)

La aleación TiAl presenta su mayor interés cuando es aleada con algún elemento de transición (hasta un 10at%) como el V, Cr, Mn, que mejoran la ductilidad, o el Nb, Mo y W, que mejoran la resistencia a la oxidación.

El TiAl también puede ser modificado por tratamiento termomecánico como otras aleaciones de titanio. La estructura más común es laminar, pero puede ser procesado hasta obtener una morfología equiaxial o dúplex, con fase gamma y alfa2. La más empleada es la morfología laminar fina, ya que se considera proporciona el mejor balance de propiedades.

Esta aleación también presenta algunos inconvenientes, como su elevada susceptibilidad a la segregación durante la solidificación (véase el diagrama de fases) y el especial cuidado que se debe tener al realizar tratamientos térmicos.

#### 4.2.3 TiAl<sub>3</sub>

Este compuesto, con una estructura cristalina tetragonal, presenta el mayor módulo elástico específico y resistencia a la oxidación de todos los aluminuros de titanio, como se muestra en la tabla 4.3. Aunque presenta una cierta fragilidad a temperatura ambiente por su falta de planos de deslizamiento, a elevadas temperaturas es dúctil a compresión. Se intenta aumentar la ductilidad del compuesto para mejorar sus propiedades mediante el paso a una estructura cúbica, pero las aleaciones obtenidas hasta la fecha siguen siendo frágiles.

#### 4.2.4 Métodos de procesado

La fusión y el colado de los aluminuros de titanio presentan ciertas dificultades, ya que las tensiones inducidas térmicamente son muy importantes y podrían dar lugar a fracturas en los lingotes. Por ello, el procesado de los lingotes requiere temperaturas más elevadas que las usuales para las aleaciones de

titanio. Por ello, la producción de piezas hechas de aluminuros directamente por colado o por pulvimetalurgia es muy atractiva. Otros procesos que están siendo estudiados son la producción de aluminuro, en polvo por solidificación rápida, así como el incremento de la resistencia mecánica a elevadas temperaturas mediante la incorporación de partículas de refuerzo, convirtiendo la aleación en un MMC.

Las aleaciones disponibles de forma comercial en la actualidad son básicamente aleaciones TiAl. Estas aleaciones permiten ser procesadas y tratadas térmicamente, ya que su microestructura puede ser monofásica gamma o bien bifásica gamma+alfa2. Con un procesamiento termomecánico apropiado la morfología de las fases se puede ajustar para producir morfologías lamelares, equiaxiales, o bien dúplex (mezcla de ambas).

La estructura lamelar permite afinar la microestructura, mejorar la ductilidad y reducir la escala de microestructura mediante recristalización de los granos gamma. Se consigue una ductilidad óptima con un 10vol% de fase alfa2.

La morfología de la microestructura varía de forma considerable según la composición, temperaturas de tratamiento térmico, tiempo, velocidad de enfriamiento y la temperatura de estabilización. El tamaño de grano disminuye con el contenido de aluminio y con la adición de vanadio, manganeso y cromo.

#### 4.2.5 Aplicaciones

Las aplicaciones potenciales de estos materiales se centran en la industria aeroespacial, ya que se pueden lograr ahorros importantes de peso al reemplazar componentes fabricados con superaleaciones de níquel por piezas monobloque hechas de aluminuros. Sin embargo, queda pendiente determinar de forma clara su comportamiento a fractura antes de generalizar su uso, en estas aplicaciones y en otras, como material estructural en futuros aviones hipersónicos.

En la actualidad su uso está limitado a aplicaciones no críticas, como elementos de motor de automóvil o rotores de turbinas. Su uso también podría extenderse a la fabricación de válvulas de motores por su efecto en la reducción del consumo si los costes de producción se pudieran reducir.

#### 4.3 Aleaciones nanofásicas

A mediados de siglo se dedujo, a partir de consideraciones teóricas, que la reducción del tamaño de grano de un material a valores nanométricos implicaba importantes cambios en las propiedades del material. En un estado nanocristalino un sólido contiene tal cantidad de defectos que la distancia entre ellos es del orden de las distancias interatómicas, por lo que una importante fracción de átomos es adyacente a un defecto. Este comportamiento diferencia al estado nanofásico del estado habitual de los materiales, así como del estado amorfo. La investigación sistemática a gran escala en materiales nanocristalinos sólo comenzó hacia 1990, a pesar de que las premisas básicas estaban fijadas desde los años setenta.

Actualmente, el nombre de materiales nanofásicos se utiliza para describir los materiales cuyo tamaño de grano es tan pequeño que un volumen significativo de su microestructura está formado por

interfaces. Por ejemplo, en una estructura con granos de 10 nm, el volumen ocupado por las estructuras de borde de grano puede llegar a superar el 30%. Esto produce una densidad de defectos extremadamente alta en el material, como se observa en la figura 4.7.

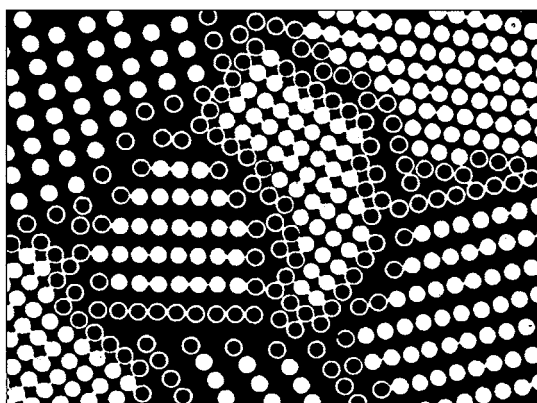


Fig. 4.7 Estructura de un material nanocristalino (Adaptado de Polmear I.J. (1995) p.344)

Un material nanofásico puede ser descrito como un compuesto que contiene una mezcla de regiones cristalinas y amorfas, tal y como se observa en la figura 4.7. Como consecuencia, las propiedades características del material son modificadas, mejorando generalmente las propiedades físicas o mecánicas.

La existencia de materiales nanofásicos se debe al desarrollo de nuevas técnicas de procesamiento, como el aleado mecánico, la cristalización controlada de un precursor amorfo, los métodos sol-gel, la consolidación de polvos amorfos o el PVD. Por desgracia, su producción ha sido muy reducida hasta ahora, lo que los reduce al estadió de material experimental.

Sin embargo, las expectativas para estos materiales son muy importantes. Se espera que los materiales nanofásicos serán susceptibles a la fluencia a altas temperaturas debido al deslizamiento de los bordes de grano, lo que sería una característica muy deseable. Otra característica que sería complementaria es la capacidad de soportar deformación superplástica al mismo tiempo que la microestructura permanece estable a las temperaturas apropiadas. Estas propiedades han sido observadas en aleaciones nanofásicas de aluminio producidas por aleado mecánico y por consolidación rápida de polvos amorfos. También se observó un elevado incremento en la velocidad de deformación a la que aparecía la superplasticidad, lo que abre el camino para aplicaciones en las que se requiera superplasticidad en condiciones de impacto.

Se han producido pequeñas cantidades de titanio nanofásico, así como de TiCu y de aluminuros de titanio por aleado mecánico. En estos casos, las propiedades mecánicas de los materiales nanofásicos superan a las de los mismos materiales en condiciones normales, llegando incluso a doblar la dureza a temperatura ambiente en el caso del TiAl.

#### 4.4 Procesos de solidificación rápida

Los procesos de solidificación rápida (RSP, *rapid solidification processing*) están recibiendo mucha atención como medio para producir variedades completamente nuevas de aleaciones con propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión superiores a las que se pueden obtener con las técnicas metalúrgicas convencionales.

El RSP se basa en un enfriamiento extremadamente rápido de una aleación fundida para producir polvo o partículas sólidas. El punto clave del proceso y su principal dificultad es la velocidad de enfriamiento, que debe ser superior a  $10^4$ °C/s. Para conseguir estas velocidades de enfriamiento se han desarrollado varios métodos, entre los que se destacan el enfriamiento por inyección a alta velocidad en un chorro de gas y el enfriamiento y proyección de partículas desde un disco de cobre refrigerado.

El proceso más usado para producir polvos por RSP es la atomización por gas. El método consiste en inyectar la aleación fundida en una corriente de gas a alta velocidad, como nitrógeno o argón. Mediante un adecuado diseño de la cámara de inyección se consigue producir partículas muy finas, aproximadamente esféricas y con diámetros entre 10 y 50 micrómetros. La velocidad de enfriamiento es mayor cuanto menor es el tamaño de las partículas, y puede llegar a velocidades de  $10^5$ °C/s.

En el caso del método de enfriamiento por disco, el metal fundido pasa a través de un orificio a la superficie de un tambor de cobre internamente refrigerado por agua. Dicho tambor gira a altas velocidades, lo que produce la expulsión del metal solidificado en forma de banda (figura 4.8). La banda de metal obtenida es posteriormente triturada y pulverizada para conformar piezas por pulvimetalurgia. Las velocidades de enfriamiento obtenidas por este método son del orden de  $10^6$ °C/s o superiores.

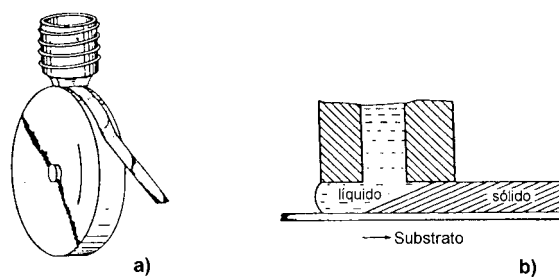


Fig. 4.8 RSP por enfriamiento en disco. a) Introducción del metal fundido; b) condiciones de solidificación estable para colada planar (Adaptado de Polmear I.J. (1995))

Entre las aplicaciones del RSP destaca la posibilidad que ofrece de fabricar aleaciones con límites de solubilidad sólida mucho más elevados que los valores convencionales. Por ejemplo, en el caso del aluminio se han conseguido incrementos en la solubilidad límite de un orden de magnitud. Esto permite preparar soluciones sólidas de aluminio supersaturadas que pueden llegar a competir con las aleaciones de titanio en aplicaciones a altas temperaturas, como se muestra en la figura 4.9.

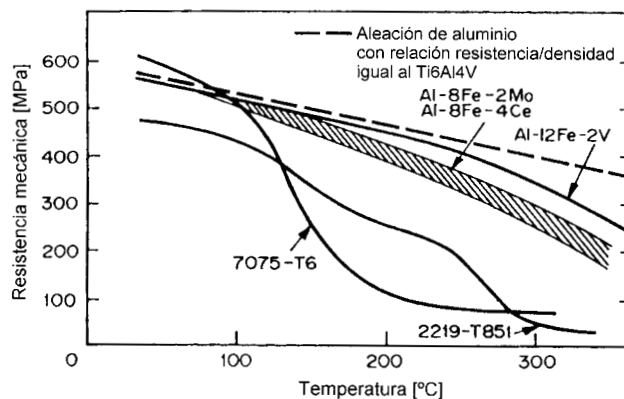


Fig. 4.9 Propiedades de varias aleaciones RSP comparadas con aleaciones de titanio  
(Adaptado de Polmear I.J. (1995) p. 334)

Otra de las propiedades del RSP es la posibilidad de obtener tamaños de grano estables de 1 micrómetro o inferior, que puede ser mantenido durante el procesamiento posterior debido a la presencia de partículas de segunda fase en los límites de grano. Además de esta estabilidad, su tamaño asegura una elevada homogeneidad química, lo que mejora la resistencia a la corrosión.

Entre las aleaciones obtenidas por RSP destacan las aleaciones de aluminio, aleaciones de magnesio y aleaciones de titanio. El coste de la producción de aleaciones por RSP se sitúa en el orden de 50-100\$ según el tipo de aleación. Estos costes tan elevados reducen el campo de aplicaciones de estos materiales a sectores donde las propiedades del material sean mucho más importantes que su precio.

#### 4.4.1 Aplicaciones

La atomización por gas se utiliza en aplicaciones de alta tecnología. Por ejemplo, el lanzamiento de la Lanzadera Espacial consume 160.000 kg. de aluminio atomizado en los cohetes de combustible sólido.

Otras aplicaciones se centran también en componentes de la industria aeroespacial, como elementos de compresores y turbinas, piezas forjadas para trenes de aterrizaje, etc.

#### 4.5 Aleaciones amorfas

Generalmente, los metales y sus aleaciones presentan estructuras cristalinas ordenadas. Sin embargo, existen métodos de procesamiento que permiten obtener aleaciones con estructuras atómicas amorfas mediante enfriamiento brusco a partir del material líquido, como el método del enfriamiento por disco descrito en el apartado anterior.

Los materiales susceptibles de este tratamiento deben cumplir diversos requisitos, de los cuales el principal es que los componentes de la aleación posean una elevada entalpía negativa de mezcla, como presentan algunas aleaciones de aluminio y magnesio con tierras raras.



La presencia de una fase amorfa en las aleaciones de aluminio en coexistencia con una fase cristalina fue observada inicialmente en sistemas binarios con incorporación de metales de transición y procesados por RSP. La formación de una aleación completamente amorfa fue conseguida con una aleación del sistema Al-Fe-B. Si bien las aleaciones amorfas que se obtuvieron inicialmente eran muy frágiles, otras aleaciones obtenidas con posterioridad poseen unas buenas propiedades mecánicas, con valores de resistencia a rotura superiores a 1000MPa, como se muestra en la tabla 4.4. Los valores de dureza y de módulo elástico son también superiores en el caso de las aleaciones amorfas.

Aleación (at%)	Dureza [DPN]	Límite elástico [MPa]	Densidad [g/cm <sup>3</sup> ]	Temp. cristalización [°C]
Ti-15Si	510	1.960	4,1	429
Ti-20Co-10Si	570	2.105	5,0	495
Ti-20Fe-10Si	580	2.150	4,8	549
Ti-35Be-5Si	805	2.490	3,9	462

(Adaptado de *Materials properties handbook of titanium alloys*, 1994).

Tabla 4.4 Propiedades mecánicas de algunas aleaciones amorfas de titanio, comparadas con la aleación Ti6Al4V

La preparación de aleaciones amorfas en masa se realiza mediante extrusión o bien pulvimetalurgia. El problema que presentan las aleaciones amorfas a su procesado es que transforman a fase cristalina a temperaturas de 250-300°C, lo que dificulta su procesado, si bien algunas aleaciones amorfas mejoran sus propiedades mecánicas mediante recristalización parcial y formación de precipitados.

Además de las aleaciones amorfas ya indicadas de aluminio y titanio, se han obtenido aleaciones amorfas de magnesio, generalmente con la incorporación de tierras raras y elementos de transición. Estas aleaciones, como la Mg-Li-La, presentan unas propiedades mecánicas que llegan a doblar los valores máximos obtenidos con las aleaciones convencionales de magnesio, si bien su capacidad para soportar la deformación plástica es muy reducida. Por el contrario, su estabilidad térmica es elevada, con temperaturas de cristalización superiores a 300°C, y con posibilidad de mantener la fase amorfa para velocidades de enfriamiento de 10<sup>2</sup>°C/s, mucho más lentas que las requeridas para las aleaciones de aluminio. Esto ha permitido obtener aleaciones amorfas de magnesio en forma másica, por colado en molde de cobre.

Se han logrado obtener muchas aleaciones amorfas de aluminio, titanio y magnesio con excelentes propiedades. Sin embargo, las aplicaciones prácticas de dichas aleaciones amorfas aún tienen que ser explotadas, generalmente debido a su elevado coste de obtención.

## 4.6 Síntesis por combustión

### 4.6.1 Introducción

La síntesis por combustión (SC) es un proceso novedoso y atractivo que permite la síntesis de una amplia variedad de compuestos y aleaciones, especialmente compuestos intermetálicos, carburos,

nitruros, boruros, hidruros, aleaciones ligeras de titanio o magnesio y materiales con gradación funcional. El proceso se basa en la energía producida por la reacción exotérmica de formación del compuesto deseado, por lo que se trata de un proceso autopropagante una vez iniciado.

Si bien existieron algunos trabajos previos, este método fue desarrollado en la URSS por Merzhanov *et al.* en los años setenta. Sin embargo, el potencial que presentaba la SC en la producción de materiales avanzados no fue aprovechado hasta que el tema fue retomado en los años ochenta. Actualmente, se trata de un campo en plena expansión, con un gran volumen de investigación y desarrollo del proceso y de los materiales que permite obtener.

#### 4.6.2 Tipos de SC

Según el tipo de arranque del proceso, la síntesis por combustión puede darse en dos modalidades diferentes, según se muestra en la figura 4.10: síntesis por onda de calor autopropagante (SHS, del inglés *self-propagating high-temperature synthesis*) y síntesis másica por combustión (VCS, *volume combustion synthesis*).

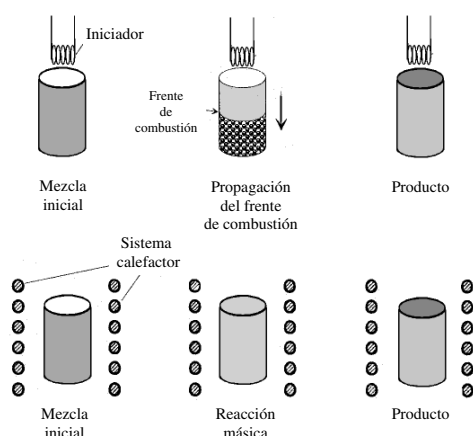


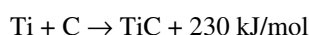
Fig. 4.10 Modos de síntesis por combustión (Adaptado de Varma A. *et al.*, (1998) p. 81)

El rasgo característico del SHS es la propagación autosostenida de una onda de calor debida a la reacción exotérmica a través de la mezcla inicial, una vez se ha iniciado localmente dicha reacción. La temperatura en el frente de reacción puede alcanzar valores realmente elevados, de 2000 a 4000 °K, dependiendo de los parámetros físico-químicos del medio y de la distribución espacial de temperatura y concentración de reactivos. Por ello, este modo de SC puede ser considerado como una propagación auto-organizada de un frente de reacción en un medio heterogéneo, seguido por una síntesis de los productos deseados. El progreso en la ciencia de la combustión ha permitido organizar estas reacciones exotérmicas de forma controlable y predecible, evitando la evolución incontrolada de la reacción comúnmente asociada con las palabras *combustión*, *fuego* y *explosión*.

En el caso del VCS, la muestra inicial es calentada uniformemente de forma controlada, hasta que la reacción ocurre de forma simultánea en todo el volumen de la muestra. Este modo de síntesis es

más apropiado para reacciones poco exotérmicas que requieran precalentamiento antes de la ignición.

Desde el punto de vista de la naturaleza química de la reacción de combustión, se pueden distinguir tres tipos básicos de SC. El primero es la síntesis por combustión sólido-sólido, de la cual el ejemplo más conocido es la reacción de síntesis del carburo de titanio:



El segundo tipo es la SC gas-sólido, en la que al menos uno de los reactivos está en estado gaseoso:



El tercer tipo de SC es la síntesis por combustión con reducción, en la que un óxido reacciona con un metal reductor (como Al, Mg, Zr o Ti) produciendo otro óxido más estable y un metal reducido:



#### 4.6.3 Consideraciones termodinámicas

La característica principal de la síntesis por combustión, comparada con la pulvimetalurgia convencional, es que las variables de proceso, como la velocidad del frente de combustión ( $U$ ) y el perfil temperatura-tiempo,  $T(t)$ , están fuertemente relacionadas. Los parámetros del proceso (composición de la mezcla inicial, densidad inicial, presión del gas, características de las partículas) influyen la velocidad de combustión y el perfil temperatura-tiempo, y pueden ser usados para controlar el proceso de síntesis.

En las reacciones químicas los productos finales están determinados por la minimización del potencial termodinámico del sistema. Los cálculos termodinámicos pueden determinar la temperatura adiabática de combustión, así como las fases y compuestos presentes a una temperatura dada, lo que permite establecer el cálculo del potencial termodinámico del sistema. La tabla 4.5 muestra la temperatura adiabática de combustión calculada y experimental para diversas reacciones. Se puede observar una buena concordancia entre los valores experimentales y teóricos.

Sistema	Temperatura de combustión adiabática, $T_c^{\text{ad}}$ (K)	Temperatura de combustión medida, $T_c^{\text{ad}}$ (K)	Punto de fusión mínimo en el diagrama de fase (K)
Ti + C	1690	3070	1921 (eut)
Ti + 2Si	1773	1770	1600 (eut)
Ti + Al	1517	—	933 (Al)
Ti + Ni	1418	—	1215 (eut)
2Ti + N <sub>2</sub>	3446	2700	1943 (Ti)
2Al + N <sub>2</sub>	3639	2300	933 (Al)
SiO <sub>2</sub> + Mg	2250	2200	1816 (eut)

(Adaptado de Varma A. Et al. (1998), p. 153)

Tabla 4.5 Temperatura adiabática de combustión calculada y experimental para diversas reacciones

Si se correlacionan los resultados con los diagramas de equilibrio de cada sistema es posible controlar el proceso de síntesis, incluso para sistemas complejos multicomponente, ya que proporciona una base para la predicción de las posibles interacciones químicas e incluso de los límites de combustión durante la SC de los materiales.

Por ejemplo, en la figura 4.11 se muestra la comparación de la temperatura adiabática de combustión calculada y el diagrama de fases del sistema Ti-Si. Se observa que la temperatura de combustión de todos los compuestos excede la temperatura de fusión del punto eutéctico, y que se excede incluso el punto de fusión del titanio para mezclas 5Ti+3Si. Por tanto, las dos regiones de interés para un estudio experimental serían:

- Región I:  $1330^{\circ}\text{C} < T < 1670^{\circ}\text{C}$  (interacción de partículas de Ti con Si fundido)
- Región II:  $1670^{\circ}\text{C} < T < 2130^{\circ}\text{C}$  (fusión del Ti y del Si)

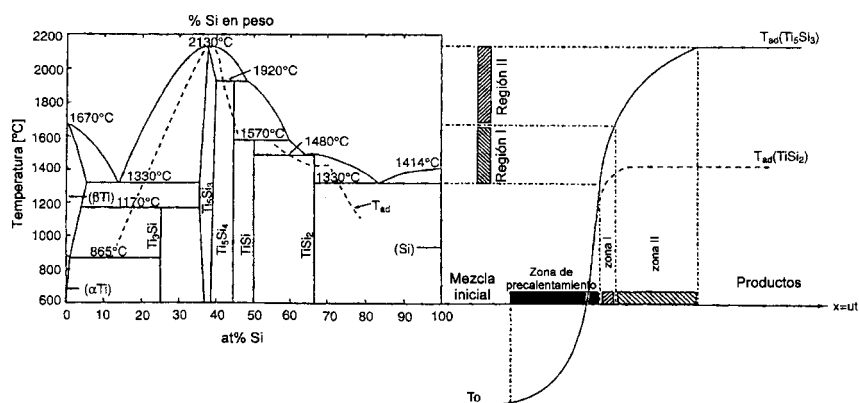


Fig. 4.11 Temperaturas adiabáticas de combustión y diagrama de fases del Ti-Si  
(Adaptado de Rogachev *et al.*, 1995)

#### 4.6.4 Manufactura

La producción de materiales mediante SC requiere ejercer un control preciso sobre la composición y densidad de la mezcla inicial, así como de las características de las partículas que lo forman, el tamaño de la muestra y la temperatura inicial.

Los métodos existentes para la producción comercial de materiales por SC constan de tres pasos:

##### 1. Preparación de la mezcla inicial

Este paso es similar a los procedimientos empleados en pulvimetalurgia, con el secado inicial de los polvos de los reactivos, el pesado de las cantidades deseadas y su mezcla. En algunos casos es necesario compactar en frío la mezcla inicial, especialmente para la producción de piezas con poca o ninguna porosidad. Si la compactación se realiza en molde, se pueden obtener piezas con una geometría similar a la deseada al final del proceso, lo que reduce de forma notable rectificados o pulidos posteriores a la síntesis.

## 2. Síntesis a alta temperatura

En este paso se produce la síntesis por combustión, bien por SHS, bien por VCS. Existen en el mercado diversos tipos de hornos, iniciadores eléctricos de la reacción y sistemas calefactores para la realización de la síntesis.

## 3. Tratamientos postsíntesis

En este paso se da el acabado final al producto obtenido. Este paso es opcional, ya que no todos los productos lo requieren. Se puede afinar el polvo obtenido en la combustión, o bien rectificar las piezas obtenidas. También se realizan revenidos a alta temperatura de los materiales obtenidos para remover tensiones residuales en productos frágiles.

### 4.6.5 Aplicaciones

Las características de la síntesis por combustión la hacen atractiva para la síntesis comercial de productos, especialmente por la posibilidad de obtener nuevos materiales y costos de producción menores, comparados con los procesos tradicionales. Además, el equipamiento necesario es relativamente simple, pudiendo emplearse incluso equipo convencional. En cuanto a la producción, la rapidez de obtención de los productos, sumada al hecho de que la energía provenga de los reactivos y no haya de ser aportada, constituye un evidente ahorro de costes (como muestra la tabla 4.6), y convierten la SC en un proceso muy interesante.

Categoría	Convencional		SHS	
	Coste [\$/kg]	% del total	Coste [\$/kg]	% del total
Materiales	8,2	32,0	8,2	34,9
Costes fijos	6,7	26,2	4,6	19,7
Fungibles	1,9	7,2	1,8	7,7
Materiales sacrificables	7,4	28,8	7,4	31,4
Mano de obra	1,5	5,7	1,4	6,2
Total	25,5	100,0	23,4	100,0

(Adaptada de Varma A. Et al, 1998, p. 123)

Tabla 4.6 Coste de obtención del AlN por procesos convencionales y por SHS

El número de productos obtenidos por SC se ha incrementado rápidamente en los últimos años, excediendo los 400 los productos actualmente existentes. Entre ellos se encuentran el TiC, TiN, TiB<sub>2</sub>, TiN, AlN, TiNi, aluminuros de titanio, materiales gradados y compuestos diamantados, con y sin formas acabadas.

## 4.7 Referencias

1. Beddoes J., Wallace W., Zhao L., "Current understanding of creep behaviour of near gamma-titanium aluminides", *International Materials Reviews*, v. 40 (5), pp. 197-217 (1995).
2. Gleiter H., "Nanocrystalline materials", *Progress in Materials Science*, v. 33, pp. 223 (1989).
3. Huang S.-C., Hall E.L., "High-Temperature ordered intermetallic alloys III", *Materials Research Society Symposia Proceedings*, v. 133, C.T. Liu, A.I. Taub, N.S. Stoloff, C.C. Koch, Ed. Materials Research Society, pp. 373-383 (1989).
4. Inoue, Masumoto T., "Mg-based amorphous alloys", *Mater. Sci. & Eng.*, A173, pp. 1 (1993).
5. Inoue, Masumoto T., "Rapidly solidified amorphous aluminium alloys", *Proc. 3<sup>rd</sup> International Conference on Aluminium Alloys*, Arnberg et al (Eds), v. 3, NTH/SINTEF, Noruega, pp. 45 (1992).
6. Kim Y.M., Froes F.H., *Proceedings of the Symposium on High-Temperature Aluminides and Intermetallics*, TMS (1990).
7. Li B.Y., Rong L.J., Li Y.Y., Gjunter V.E., "Synthesis of porous Ni-Ti shape-memory alloys by self-propagation high-temperature synthesis: reaction mechanism and anisotropy in pore structure", *Acta Materialia*, v 48, pp. 3895-3904 (2000).
8. Lloyd D.J., "Particle reinforced aluminium y magnesium matrix composites", *International Materials Reviews*, v 39 (1), pp. 1-23 (1994).
9. *Materials properties handbook of titanium alloys*, ASM International, Metals Park OH (USA), (1994) ISBN 0-87170-481-1.
10. Peñalba F., Garuz I., Zapirain F., INASMET, VII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos; *Caracterización mecánica de sólidos celulares de aleaciones ligeras*
11. Polmear I.J., *Light alloys; metallurgy of the light metals* (3<sup>rd</sup> edition), Ed. Arnold, Londres (UK), (1995) ISBN 0-340-63207-0.
12. Shercliff H.R., Ashby M.F., "Design with metal matrix composites", *Materials Science y Technology*, v 10, pp. 443-451 (1994).
13. Smith W.F., *Fundamentos de la ciencia de materiales* (3<sup>a</sup> edición), Ed. McGraw Hill, Madrid (España), (1998) ISBN 84-481-1429-9.
14. Smithells, *Light Metals Handbook*, ed. E.A. Brandes, G.B. Brook, Butterworth-Heinemann, Oxford (UK) (1998) ISBN 0-7506-3625-4.
15. Suryanarayana C., Froes F.H., Rowe R.G., "Rapid solidification processing of titanium alloys", *Int. Mater. Reviews*, v. 36 (3), pp. 85 (1991).
16. Varma A., Rogachev A.S., Mukasyan A.S., Hwang S., "Combustion synthesis of advanced materials: principles and applications", *Advances in Chemical Engineering*, v 24, pp. 79-226 (1998).

## 5 Prácticas

### 4.1 Proceso de envejecimiento del duraluminio

#### 5.1.1 Introducción

Las aleaciones de aluminio de alta resistencia generalmente se endurecen por precipitación, mecanismo de endurecimiento que resulta del desarrollo de partículas de una nueva fase. Sin embargo, no todos los sistemas pueden endurecerse mediante este método, sino que solo podrán hacerlo aquellos cuyo diagrama de equilibrio cumpla las siguientes condiciones:

- que la solubilidad máxima de un componente en otro sea considerable, del orden de varios porcentajes
- que el límite de solubilidad del componente principal disminuya muy rápidamente al descender la temperatura
- que la composición de la aleación endurecible por precipitación sea menor que la correspondiente a la solubilidad máxima.

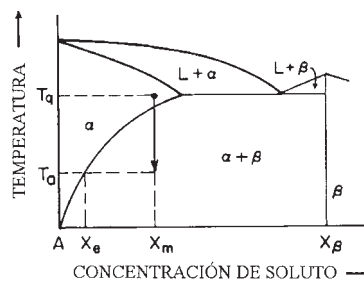


Fig. 5.1

Estas condiciones, son *necesarias pero no suficientes* para que se de el endurecimiento por precipitación en un sistema de aleación; además ha de producirse una deformación de la red en la intercara precipitado-matriz. El endurecimiento se consigue mediante dos tratamientos térmicos diferentes y consecutivos, como queda reflejado en la siguiente gráfica para una aleación genérica de composición  $C_0$ :

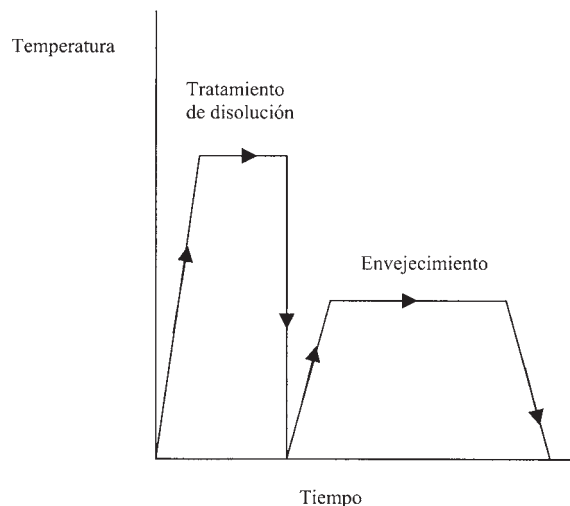


Fig. 5.2

#### 5.1.1.1 Tratamiento térmico de disolución

En este tratamiento los átomos de soluto se disuelven para formar una solución sólida monofásica.

Considerando una aleación de composición  $C_0$ , el tratamiento consiste en calentar la aleación a una temperatura  $T_0$  dentro del campo de fase  $\alpha$ , y mantener dicha temperatura hasta que toda la fase  $\beta$  presente se disuelva, de modo que el resultado sea únicamente fase  $\alpha$  de composición  $C_0$ . A continuación, se enfría bruscamente o se temple a temperatura  $T_1$  (que puede ser la temperatura ambiente), de modo que se congela la estructura monofásica y se dificulta la difusión impidiendo la formación de la fase  $\beta$ . En este estado, en que la solución sólida  $\alpha$  se encuentra sobresaturada con átomos de B, estamos en una situación de no equilibrio y la aleación es relativamente blanda y poco resistente.

#### 5.1.1.2 Tratamiento térmico de precipitación

Este tratamiento consiste en calentar la solución sólida sobresaturada obtenida tras el proceso anterior a una temperatura intermedia  $T_2$  dentro de la región bifásica, de modo que ahora la difusión queda favorecida. La fase  $\beta$  comienza a formarse como partículas de composición  $C_B$  finamente dispersas, proceso que se denomina *envejecimiento artificial*. Después de permanecer el tiempo adecuado a esa temperatura la aleación se enfría de nuevo a temperatura ambiente a una *velocidad que generalmente no tiene importancia*.

Este proceso también podría llevarse a cabo a temperatura ambiente, con el consiguiente incremento en la duración del mismo ya que a esa temperatura la velocidad de difusión es muy pequeña. En este caso, recibe el nombre de *maduración o envejecimiento natural*.

Las partículas de fase  $\beta$  que se forman durante el proceso de envejecimiento, es decir, los precipitados, tienen una estructura cambiante con el tiempo que es la que realmente afecta a las



propiedades mecánicas de la aleación. El carácter de las partículas de fase  $\beta$  es el que determina la resistencia y la dureza de la aleación, y que tengamos presente una fase u otra de precipitado depende a su vez de la temperatura de precipitación  $T_2$  y del tiempo de envejecimiento a esa temperatura.

La formación de partículas del precipitado estable, cuya aparición repercute en una caída brusca de las propiedades mecánicas, no se da instantáneamente, sino que es el paso final de un proceso en el que los átomos del componente que sobresatura la fase  $\alpha$  van agrupándose para dar lugar a sucesivas fases transitorias inestables que evolucionan con el tiempo hasta llegar a la estructura de  $\beta$ .

La explicación de la existencia de estas fases intermedias se basa en motivos energéticos: la energía necesaria para la nucleación sucesiva de las fases transitorias es mucho menor que la necesaria para pasar directamente a la fase final, luego será más fácil y acelerará el proceso ir superando pequeñas barreras energéticas consecutivas, correspondientes a las fases de transición hasta llegar a la fase estable (de menor energía libre), que alcanzar la alta barrera energética requerida para su nucleación directa.

Todo esto se aprecia claramente en la figura, siguiente que corresponde a una aleación aluminio-cobre. En ella puede verse la evolución de los precipitados con el tiempo (zonas GP,  $\theta''$ ,  $\theta'$ ,  $\theta$ ) y cómo la energía necesaria para pasar de una fase inestable a otra antes de llegar a la fase estable  $\theta$  es mucho menor que la que se necesitaría para la nucleación directa de ésta.

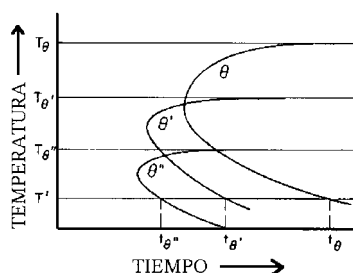


Fig. 5.3

Las secuencias de precipitación y las características y número de fases transitorias que se forman antes de alcanzarse la estructura del precipitado final varían de unas aleaciones a otras, y dependiendo del tipo de precipitado que presenten (a temperatura ambiente) tendrán una resistencia y dureza determinadas.

### 5.1.2 Práctica: Aleación aluminio-cobre

El mecanismo de endurecimiento más estudiado en las aleaciones de aluminio de alta resistencia corresponde a la aleación aluminio-cobre, cuyo diagrama se representa en la figura adjunta.

La fase  $\alpha$  es la disolución sólida sustitucional de cobre en aluminio, mientras que el compuesto intermetálico  $\text{CuAl}_2$  corresponde a la fase  $\theta$ .

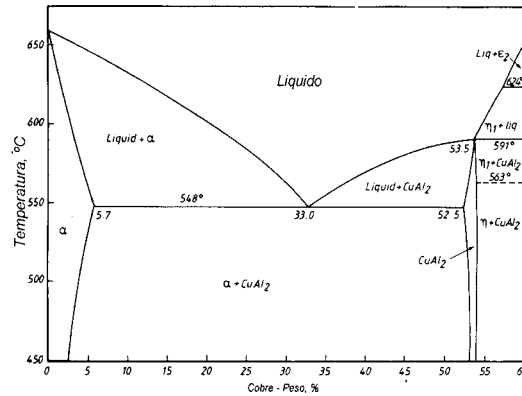


Fig. 5.4

### 5.1.3 Procedimiento

1. Tomar diez probetas de una aleación aluminio-cobre con un contenido en cobre del 4% en peso.
2. Se llevan a tratamiento térmico a una temperatura de 500°C durante 20 minutos.
3. Se realiza un tratamiento de temple enfriándolas bruscamente a temperatura ambiente, excepto una de ellas, que se enfría en el interior del horno.
4. En otro horno, se realizan tratamientos térmicos a 150, 250 y 350°C durante 5, 10, 45 y 100 minutos. Cuando se consumen los tiempos de tratamiento térmico, las piezas se templean en agua.
5. Se realizan ensayos de dureza Brinell para cada material, una vez se ha pulido el material tratado.

### 5.1.4 Resultados

1. Representar gráficamente la evolución de la dureza en función del tiempo de envejecimiento ( $\ln t$ ) para cada una de las temperaturas de tratamiento.
2. Estimar para cada una de esas temperaturas de envejecimiento el tiempo de tratamiento necesario para alcanzar la máxima dureza de la aleación.
3. Indicar que tramo de la gráfica correspondería a la formación del precipitado estable  $\theta$ .

### 5.1.5 Cuestiones

1. ¿Que efecto tiene la temperatura de tratamiento térmico para un cierto tiempo en la dureza?
2. ¿Qué efecto tiene el tiempo de tratamiento térmico en la dureza del material cuando el tratamiento térmico se hace a una misma temperatura?
3. ¿Cuáles son los efectos del sobre-envejecimiento?
4. ¿Qué diferencias hay entre la probeta enfriada en el horno y las que han sufrido los diferentes procesos de envejecimiento?

## 5.2 Tratamiento térmico de la aleación Ti6Al4V

En esta práctica se centra en el estudio de la modificación de la microestructura de la aleación Ti6Al4V por medio de tratamientos térmicos.

### 5.2.1 Introducción

Una de las aleaciones de titanio más extensamente usadas es la aleación Ti6Al4V, con un 6% de aluminio y un 4% de vanadio. Esta aleación es la más empleada por sus óptimas propiedades de resistencia, tenacidad y resistencia a la corrosión. Algunos usos típicos de esta aleación son las aplicaciones aeroespaciales, reactores químicos a presión, turbinas de avión, implantes quirúrgicos, etc.

Esta aleación pertenece al tipo  $\alpha + \beta$  (figura 5.5), lo que permite realizar tratamientos térmicos de modificación de la microestructura. La transformación  $\alpha + \beta \rightarrow \beta$  tiene lugar a 950°C-1000°C, lo que obliga a realizar los tratamientos térmicos a elevadas temperaturas en vacío o bien en atmósfera inerte, para evitar la reacción del titanio con la atmósfera.

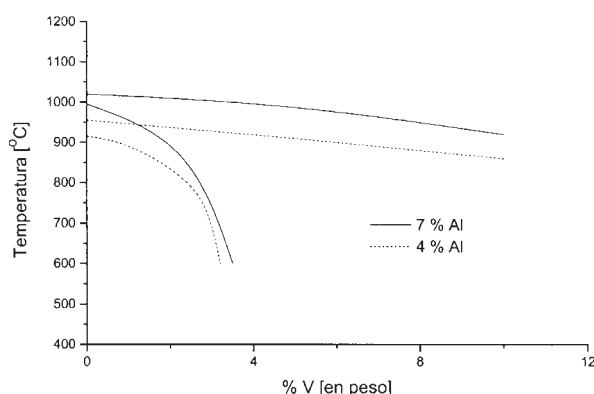


Fig. 5.5 Diagrama de fase de la aleación TiAlV para diferentes composiciones de aluminio y vanadio

#### 5.2.1.2 Tratamiento térmico en fase $\beta$

Son tratamientos térmicos que se realizan a unas temperaturas por encima de la  $\beta$ -transus, para alcanzar la región  $\beta$ , seguido de un enfriamiento relativamente lento. El grano de  $\beta$  que se obtiene suele ser grueso, y se mantiene así en el enfriamiento posterior. La microestructura que se obtiene, se denomina de tipo “cesta” y está formada por placas de Widmanstätten de fase  $\alpha$  empaquetadas en una matriz de fase  $\beta$ . La cantidad de cada una de las fases está regida por la ley de la palanca.

La resistencia mecánica obtenida en los tratamientos térmicos en la región de fase  $\beta$  es similar a la que proporciona el tratamiento en la región  $\alpha + \beta$  pero produce una menor plasticidad debido al gran tamaño de los granos obtenidos. El recocido en  $\beta$  produce un límite de fatiga y una tenacidad a la fractura más elevadas, debido a que la velocidad de propagación de la grieta es más lenta a pesar de

que la grieta nuclee a un menor número de ciclos. El comportamiento a fatiga a bajos ciclos de la aleación recocida en  $\beta$  es inferior.

### 5.2.1.3 Tratamiento térmico de temple desde la fase $\beta$

Un enfriamiento rápido produce la descomposición de la fase  $\beta$  por una reacción martensítica. La estructura presente después del temple dependerá de la temperatura a la que se haya calentado, habiéndose superado o no la temperatura  $\beta$ -transus. Se pueden formar distintos tipos de martensita, que se designan como  $\alpha'$  y  $\alpha''$ . Si se calientan por encima de la  $\beta$ -transus y se temple, la estructura obtenida es totalmente martensítica, con una pequeña cantidad de la fase  $\beta$  debido a que la temperatura que marca el final de la transformación martensítica ( $M_f$ ) está por debajo de la temperatura ambiente para esta aleación, y por tanto no toda la fase  $\beta$  se habrá transformado en  $\alpha'$  a 25°C. Las proporciones de  $\beta$  y martensita pueden deducirse a partir del diagrama TTT.

La martensita es más dura que la fase  $\alpha$ , aunque la diferencia en dureza no es tan acusada como en el caso de los aceros. La templabilidad de las aleaciones de titanio es baja, y el enfriamiento debe realizarse muy rápidamente.

La martensita puede ser sometida a un tratamiento de maduración y revenido, que consiste en un calentamiento a T altas (unos 550°C para aleaciones de tipo  $\alpha + \beta$ ) en el que la martensita formada sufrirá diversas transformaciones (proceso al que se llama revenido) e igualmente la fase  $\beta$  (proceso al que se llama maduración).

### 5.2.1.4 Tratamiento térmico en la región $\alpha + \beta$

La finalidad de este tratamiento es reducir las tensiones originadas en procesos de moldeo, soldadura, deformación (en frío o en caliente) o mecanizado, sin afectar desfavorablemente a la resistencia o plasticidad y sin alterar la microestructura.

El tratamiento se realiza a temperaturas de unos 600 a 700°C para las aleaciones de tipo  $\alpha + \beta$  durante un tiempo que puede oscilar entre 1/4 de hora a 4 horas. La velocidad de enfriamiento, aunque no es crítica, debe ser lo suficientemente lenta como para no originar nuevas tensiones.

Si se eleva la temperatura por encima de la indicada anteriormente pero siempre dentro del campo de fase  $\alpha + \beta$  se puede producir recristalización, lo que originará una microestructura homogénea de pequeños granos poliédricos y equiaxiales en una matriz de fase  $\alpha + \beta$ . El recocido de recristalización suele hacerse en aleaciones de tipo  $\alpha + \beta$  calentando unas 2 horas a unos 700°C.

Al enfriar lentamente se produce una transformación  $\beta \rightarrow \alpha + \beta$  con una morfología denominada *mill-annealed*, constituida por granos equiaxiales de fase  $\alpha$  rodeados por placas de Widmanstätten a rodeadas por fase  $\beta$  no transformada.

## 5.2.2 Método experimental

El material usado en esta práctica es Ti6Al4V comercial. La aleación Ti6Al4V se presenta en su estado original en forma de barras cilíndricas que habían sido forjadas a 950°C y posteriormente

recocidas a 700°C durante dos horas y enfriadas al aire. La composición química del material de recepción se muestra en la Tabla 1.

Material	Composición							
	Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
Ti6Al4V	6,0	4,0	0,14	0,01	0,15	0,010	0,0017	bal.
<b>Ti6Al4V F136</b>	<b>5,5–6,5</b>	<b>3,5–4,5</b>	<b>0,25</b>	<b>0,08</b>	<b>0,13</b>	<b>0,05</b>	<b>0,012</b>	<b>bal.</b>

Tabla 1 Composición química de la aleación objeto de estudio

Se dispone de cuatro probetas, de las que tres se van a tratar térmicamente en la práctica. Todos los tratamientos térmicos se realizan en un horno eléctrico tubular. El rango temperatura alcanzado por el horno debería ser de 20° a 1200° C como mínimo. En todos los casos se recomienda usar tubos de alúmina para la realización de los tratamientos, con un diámetro interior del tubo de 20 mm. Se introducen las muestras en el horno tubular a 1100°C durante 20 minutos, para homogeneizar toda la estructura de fase  $\beta$ . Posteriormente se hacen los siguientes tratamientos térmicos:

1. Una probeta sin tratar con la estructura de partida (material forjado y recocido)
2. Otra que se ha introducido en un horno a 1100°C durante 20 minutos y se enfria lentamente en el interior del horno.
3. Una probeta con temple en agua (tratamiento térmico en la región  $\beta$ )
4. Una probeta con enfriamiento en el interior del horno hasta 800°C y temple (tratamiento térmico en la región  $\alpha + \beta$ )

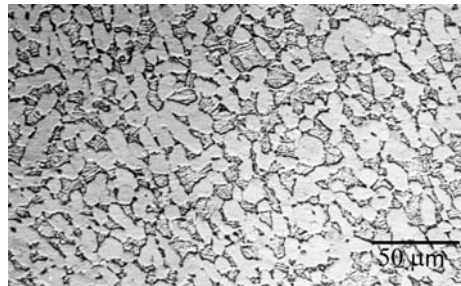
A continuación se desbastan las probetas, se pulen y se atacan durante 15 segundos con un reactivo ( $\text{HNO}_3$ : 10%, HF: 5%,  $\text{H}_2\text{O}$ : 85%) para revelar la microestructura.

Es muy importante que el desbaste inicial sea profundo (al menos 2 ó 3 mm para eliminar la capa de óxido, puesto que el oxígeno es un elemento estabilizador de la fase  $\alpha$ ).

### 5.2.3 Resultados

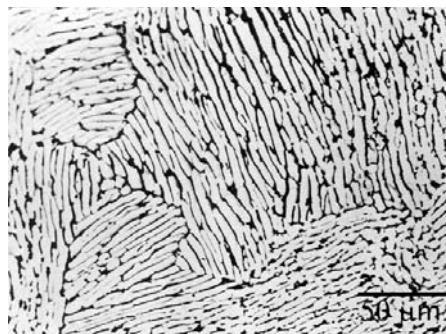
Se trata de identificar las microestructuras obtenidas en las cuatro probetas y relacionarlas con los distintos tratamientos térmicos realizados mediante observación en microscopio óptico. Las estructuras que deberían estar presentes en las muestras se presentan a continuación.

La microestructura en recepción es *mill-annealed*, como se muestra en la figura 5.6. Es una estructura formada por granos de fase  $\alpha$  (zonas claras) y un porcentaje variable de granos de fase  $\beta$  (zonas oscuras). Es la microestructura que debe presentar la probeta sin tratar (probeta 1).



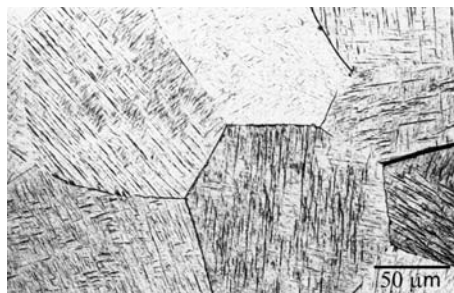
*Fig. 5.6 Ti6Al4V mill-annealed*

La segunda probeta, introducida en un horno a 1100°C durante 20 minutos y que se ha enfriado lentamente en el interior del horno, debería presentar una estructura como la mostrada en la figura 5.7, denominada Widmanstätten o de cesta por la forma de los granos. Son granos grandes formados por subdominios en forma de placas, donde se alternan la fase  $\alpha$  y la fase  $\beta$ .



*Fig. 5.7 Estructura de Ti6Al4V Widmanstätten*

En la tercera probeta, el temple en agua de la probeta calentada a 1100°C produce en el material un tratamiento térmico en la región  $\beta$ , con la obtención de una estructura martensítica (figura 5.8). En esta estructura destacan las agujas de martensita creadas durante el temple. También cabe destacar el gran tamaño de los granos del material.



*Fig. 5.8 Ti6Al4V con estructura martensítica*

Por último, la cuarta probeta, Enfriada en el interior del horno hasta 800°C y templada sufre un tratamiento térmico en la región  $\alpha + \beta$ . Esto produce una estructura dúplex, en la que se observan granos de fase  $\alpha$  no modificados (zonas claras) en una matriz de granos de martensita debidos a la descomposición de la fase  $\beta$ .



*Fig. 5.9 Microestructura Ti6Al4V dúplex*