

3 EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LAS ALEACIONES ALUMINIO-SILICIO

Un tratamiento térmico, en sentido amplio de la palabra, se refiere al calentamiento y enfriamiento de los metales en estado sólido, para modificar sus propiedades mecánicas, su estructura metalográfica o eliminar tensiones residuales. Cuando se aplica a aleaciones de aluminio [Hei99], el término tratamiento térmico se refiere usualmente a las operaciones empleadas para incrementar la resistencia y la dureza de las aleaciones de forja o de moldeo endurecibles por precipitación. La solubilización de las segundas fases, capaces de precipitar durante el envejecimiento [Pol95], no es el único cambio microestructural que tiene lugar en las aleaciones de fundición al ser

tratadas térmicamente. Diferentes trabajos indican que tanto las agujas de fase β que contienen hierro [Par00] [Nar95], como distintos tipos de silicio eutéctico [Cri88], pueden sufrir modificaciones durante el tratamiento térmico. La morfología de los compuestos intermetálicos y del silicio eutéctico cambia cuando la aleación se trata a altas temperaturas y durante largos periodos de tiempo, por una serie de mecanismos, siendo el más aceptado el de fragmentación y redondeo de la agujas de silicio.

En este apartado se pretende realizar una introducción a las teorías que justifican los tratamientos térmicos aplicados a las aleaciones de aluminio-silicio conformadas en estado semisólido. A continuación se abordarán los tratamientos térmicos de esferoidización y los tratamientos T5 y T6.

3.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE ESFEROIDIZACIÓN DEL SILICIO

Los tratamientos de esferoidización [Cria87][Cri88][Par93], al igual que los de modificación [Pat21], permiten variar la forma y la distribución de los cristales de silicio eutéctico. La esferoidización se produce al calentar las muestras a temperaturas altas, próximas a la temperatura eutéctica, [500-550 °C], durante tiempos prolongados. La evolución del silicio depende de la estructura de partida y de la temperatura de tratamiento elegida. Así pues, el tratamiento de esferoidización puede potenciar las características mecánicas de la aleación aumentando la plasticidad y el alargamiento, sin pérdida de la resistencia mecánica [Calv85].

Como consecuencia del tratamiento de esferoidización, las partículas de silicio experimentan una evolución en la que cabe distinguir tres etapas o fases que se comentan a continuación:

- *1ª Etapa de subdivisión o escalonamiento*

Este primer estadio de la evolución de los cristales de silicio aparece en aquellos puntos más activos de la superficie del cristal, con mayor energía libre, llamados

escalones de esferoidización. Los contornos o aristas vivas de los cristales aparecen redondeados después de la subdivisión, debido a la redisolución parcial del silicio eutéctico; su división produce una reducción de su longitud. Por el hecho de producirse la subdivisión de las partículas de silicio, su número aumenta y su morfología tiende hacia la forma ideal que es la esférica.

En el caso de los cristales de silicio eutéctico pertenecientes a aleaciones sin modificar, esta primera etapa de escalonamiento aparece claramente. Mientras que en el caso de aleaciones modificadas, con silicio eutéctico, no se detecta escalonamiento debido a que los cristales de silicio se presentan ya redondeados. Sin embargo, en el caso de que exista silicio no modificado, sí se produce esta primera etapa.

El escalonamiento tiene lugar en un amplio margen de tiempos y depende de la temperatura. A temperaturas bajas, esta primera etapa siempre tiene lugar, existiendo una subdivisión previa en estrechamientos o puntos de crecimiento de los brazos dendríticos.

Los poliedros de silicio primario suelen cambiar de morfología para tiempos de tratamiento prolongados cuando la temperatura es baja, pero cuando son temperaturas cercanas a la eutéctica, 550 °C, la evolución es más rápida. Los cristales de silicio primario tienden a disolverse. Parece tratarse siempre de un proceso de disolución por zonas más activas.

▪ *2ª Etapa de crecimiento*

Tras producirse la subdivisión de las partículas de silicio, el siguiente paso es el de crecimiento, en el que unas partículas crecen a expensas de otras por la falta de homogeneidad del silicio en la fase matriz, lo que supone la existencia de un gradiente de concentración, y provoca un flujo o trasiego de átomos de silicio, desde las partículas de menor radio hacia las de mayor, con el fin de mantener el equilibrio de la interfase.

En este estadio se consigue una redistribución más homogénea de las partículas de silicio, disminuye el número total de partículas, y su forma se hace más esférica. Este proceso se desarrolla de forma continua a tiempos de tratamiento prolongados.

▪ 3ª Etapa de esferoidización

Se tiende a la forma más estable de las partículas de silicio, que es la esférica; la etapa de esferoidización se superpone a la de crecimiento, sin una separación clara. La evolución descrita se puede considerar válida para cualquier estructura, independientemente del contenido de silicio de la aleación. Un esquema de esta evolución se esquematiza en la Fig. 3.1.

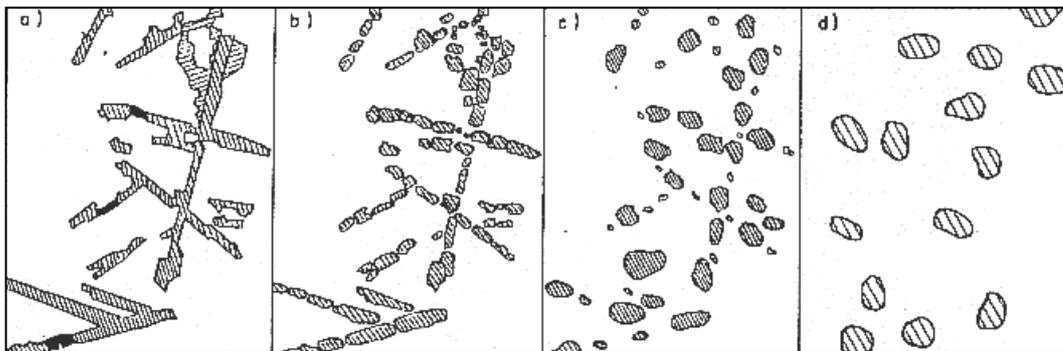


Figura 3.1. Representación de la evolución experimentada por los cristales de silicio eutéctico (Al-13Si), durante el tratamiento de esferoidización: a) Estructura original, cristales de silicio ramificado, b) Primera fase del proceso de subdivisión de cristales, c) Engrosamiento y disminución del número de partículas, d) Estructura final idealizada, partículas esféricas [Calv85].

3.1.1 Mecanismo de esferoidización

Durante el crecimiento ninguna de las partículas puede cambiar su volumen, sin que se produzca un cambio en el resto de partículas de la misma fase, que permita la conservación del volumen total [Cal85][Calv85].

En la etapa de esferoidización [Cal85], se aprecia que unas partículas crecen a expensas de las otras, que desaparecen. Si se consideran dos partículas adyacentes con diferente diámetro, la concentración de soluto en la matriz adyacente a la partícula aumenta cuando el radio de curvatura decrece, debido al efecto Gibbs-Thomson [Por92]. Por lo tanto, habrá una falta de homogeneidad de silicio en la matriz de fase α , lo que supondrá la existencia de un gradiente de concentración (factor base para

que haya difusión) en la matriz, como consecuencia, se producirá la difusión de átomos de silicio, desde las partículas de menor radio a las de mayor radio, con el fin de mantener el equilibrio de la interfase [Sma85]. El resultado será que el número total de partículas decrece y el radio medio (\bar{r}) crece con el tiempo (Fig. 3.2)

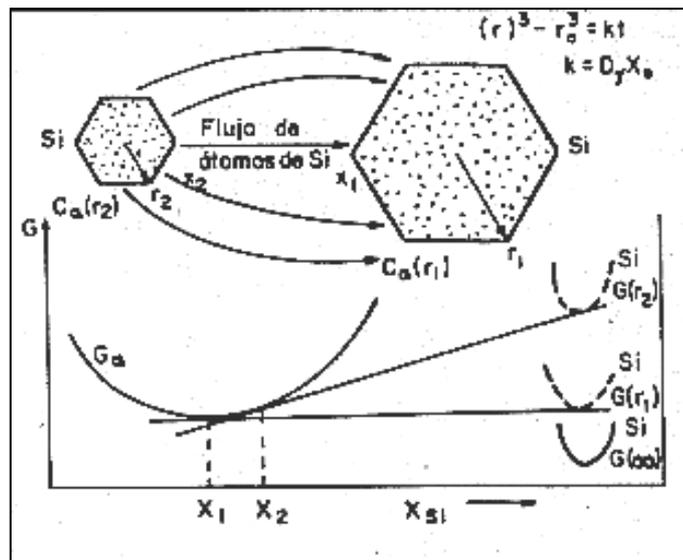


Figura 3.2. Esquema de las curvas de energía libre para las fases α (aluminio) y silicio según el tamaño (radio) de estos cristales [Mar90].

El origen del crecimiento de una partícula de silicio radica en que con un radio de curvatura pequeño tiene una energía libre molar más alta que con un radio de curvatura grande: la energía libre molar disminuye al aumentar el radio de curvatura. De esto se deduce que el número total de partículas decrece y el radio medio (\bar{r}) se incrementa con el tiempo.

El crecimiento de grano en los materiales policristalinos se produce debido a la disminución que experimenta la energía total del sistema por reducción de la superficie de los granos de silicio. La energía superficial total de las partículas de silicio se reduce por engrosamiento (*coarsening*). Bajo condiciones ideales, la cinética de crecimiento de grano puede obedecer a la ley propuesta por Lifshitz y Slyovz [Sma99] [Ver87], que describe el crecimiento del tamaño medio de partícula como una función del tiempo, de acuerdo con el modelo de maduración de Oswald [Sma85], de la Ecuación 2.4.

$$D^m - D_0^m = Kt \quad (2.4)$$

donde D es el diámetro medio de partícula, después de un tiempo de tratamiento (t), K es un parámetro dependiente de la temperatura, del coeficiente de difusión, de la energía interfacial (γ) y de la concentración en el equilibrio (X_e) de las partículas más grandes; y D_0 es el diámetro medio de partícula a tiempo cero.

Dado que el coeficiente de difusión y X_e aumentan exponencialmente con la temperatura, la velocidad de crecimiento de las partículas se incrementará rápidamente al aumentar la temperatura (Fig. 3.3).

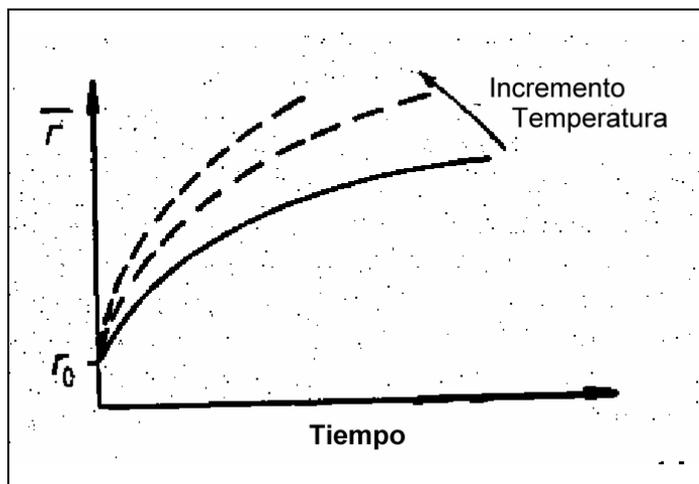


Figura 3.3. Diagrama esquemático que muestra cómo varía el radio medio con el tiempo, a diferentes temperaturas [Por92].

Podemos expresar la Ecuación 2.4 de la forma:

$$D^{1/n} - D_0^{1/n} = Kt \quad (3.1)$$

donde n es una constante empírica con valor ≤ 0.5 . El exponente de crecimiento de grano definido como $m = 1/n$ tiene entonces un valor ≥ 2 . El valor de m depende del

mecanismo de crecimiento. El valor habitual de exponente de crecimiento de grano para metales puros y cerámicas es 2.

El proceso de engrosamiento, según la teoría de maduración de Oswald [Sol02], tiene en una matriz estable policristalina un valor de $m= 3$, en el caso de crecimiento por difusión en volumen, $m = 4$ si el mecanismo está controlado por la difusión en límite de grano, y de $m = 5$ para la difusión a través de dislocaciones. En la práctica, se encuentran valores muy altos de m (5-11) [Mar02]. Estos valores altos se consideran debidos al crecimiento de partículas por coalescencia, si bien hay opiniones diversas sobre este tema.

Asumiendo que $D_0 \ll D$

$$D = Kt^n \quad (3.2)$$

El parámetro de velocidad K varía con la temperatura de acuerdo con la ecuación de Arrhenius, [Lif61]:

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.3)$$

donde el parámetro de velocidad K se relaciona con la energía de activación Q , la cual puede utilizarse para deducir el mecanismo de crecimiento:

$$D = K_0 t^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.4)$$

3.1.2 Factores que intervienen en el proceso de esferoidización

El proceso de esferoidización está influenciado por una serie de factores, como son la temperatura a la que se efectúa el ensayo, el tiempo de tratamiento, la estructura de partida (modificada o no modificada) y la composición de la aleación. [Cal85][Calv85][Shi90].

Los cambios producidos a raíz del proceso de esferoidización, revierten en una variación de las propiedades mecánicas, dureza, alargamiento, etc. La redistribución de los cristales de silicio en la matriz de aluminio provoca una mejora en el comportamiento plástico y en la maquinabilidad de la aleación [Cri86][Cri87][Cria85].

- *Influencia del tiempo de tratamiento*

Anteriormente se ha indicado la evolución que experimentan las partículas de silicio en el proceso de esferoidización, durante el que se suceden tres etapas o fases, que evolucionan a medida que aumenta el tiempo de tratamiento. Las aleaciones de aluminio-silicio que han sido sometidas al proceso de modificación presentan un mayor grado de esferoidización que las no modificadas a tiempos de tratamiento menores. Esta misma situación se observa en las aleaciones moldeadas en molde permanente, con eutéctico fino, respecto a las moldeadas en arena. En las partículas de silicio el diámetro medio, la relación de tamaños y el número de partículas varían en función del tiempo de tratamiento. Esto puede verse representado en la Fig. 3.4. Inicialmente, en la etapa de subdivisión o escalonamiento, el diámetro medio de partícula disminuye debido a la fragmentación de las partículas.

Posteriormente, en las etapas de crecimiento y esferoidización, se produce un aumento en el diámetro medio. El diámetro medio de cristal de silicio es mucho menor en las muestras modificadas que en las no modificadas. El número de partículas varía inversamente con el diámetro de partícula mientras que el volumen total de silicio permanece constante.

En cuanto a la relación de tamaños, se produce inicialmente una mayor variación en las aleaciones no modificadas que en las modificadas, debido a la etapa de subdivisión. Lo mismo ocurre en las aleaciones moldeadas en arena respecto a las coladas en molde permanente.

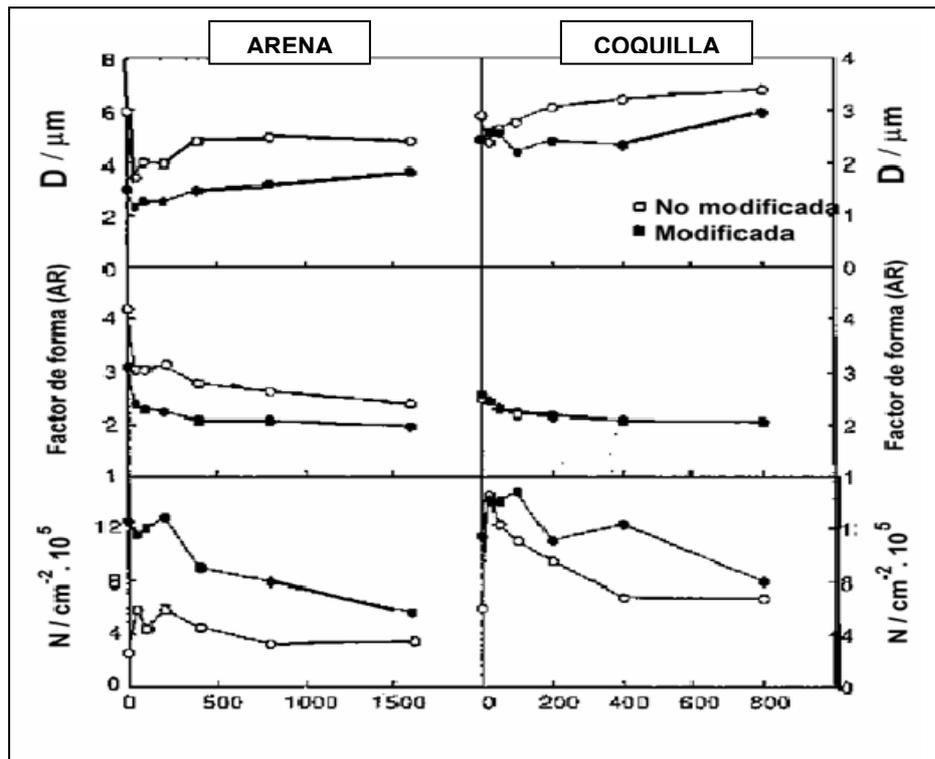


Figura 3.4. Variación del diámetro (D) de las partículas de silicio, factor de forma (AR), número de partículas de silicio (N), con el tiempo de puesta en solución, a 530 °C en la aleación A356 moldeada en arena y coquilla [Shi90].

▪ Influencia de la temperatura

La temperatura de tratamiento juega un papel importante en la determinación de las características de las partículas de silicio. La velocidad de esferoidización es directamente proporcional a la temperatura del tratamiento. La energía de activación para el crecimiento, según Calvo y colaboradores, es de 80 kcal/mol, lo que indica que tal proceso es muy sensible a las fluctuaciones de la temperatura [Calv85] [Mar90]. La temperatura a seleccionar para el tratamiento térmico depende de la composición química de la aleación. El incrementar la temperatura supone el facilitar la difusión de los átomos de silicio, con lo que se logra una buena homogeneización en el seno de la matriz.

Los ensayos de dureza muestran que el aumento de la temperatura de tratamiento provoca un descenso acusado de esta propiedad para el mismo tiempo de ensayo [Calv85].

▪ *Influencia de la composición y estructura de partida*

La composición y estructura de partida influyen directamente sobre el tiempo y temperatura empleados durante el proceso de esferoidización. El aspecto fibroso del silicio eutéctico de una aleación modificada, es decir, libre de aquellos puntos más activos de la superficie del cristal con mayor energía libre, supone que la primera etapa de subdivisión no se produzca, mientras que tiene lugar en la aleación no modificada [Par93][Pra94].

La temperatura de tratamiento se elige en función de la composición química, ya que temperaturas demasiado altas suponen la fusión de los intermetálicos situados en el límite de grano, que tienen una temperatura de fusión próxima a la temperatura eutéctica del sistema aluminio-silicio. Generalmente, estos intermetálicos contienen hierro.

En las aleaciones aluminio-silicio sin modificar, los cristales de silicio eutéctico tienen forma acicular y ramificada, con contornos puntiagudos que favorecen la aparición de microgrietas y reducen la ductilidad de la aleación (Fig. 3.5). Por otra parte, el silicio modificado, con formas redondeadas o más o menos esféricas, aumenta la plasticidad de la aleación y su resistencia a la propagación de grietas. La resistencia a la fatiga y a la rotura mejoran con tratamientos térmicos prolongados [Cac95]. Estudios recientes, llevados a cabo con la aleación 319 (Al-7Si-3Cu-0.7Fe-0.7Zn) confirman estas observaciones [Par00].

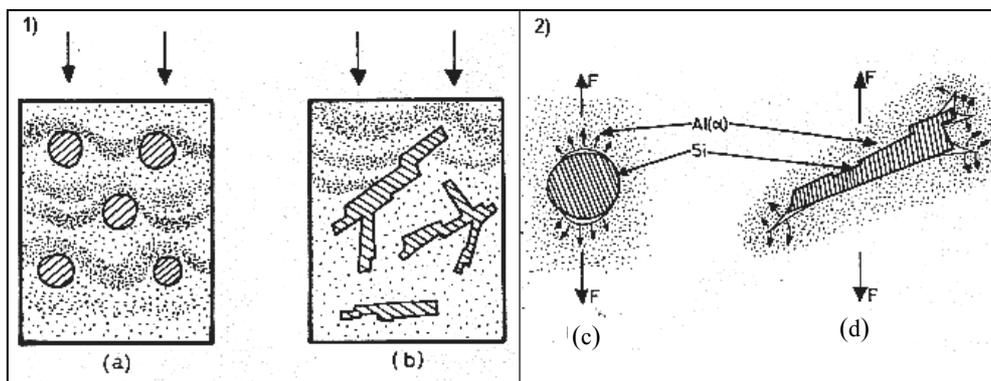


Figura 3.5. 1) Influencia de la forma de las partículas de silicio en la fluencia de la fase α durante el ensayo de dureza. (a) Forma esférica, (b) Morfologías aciculares ramificadas, 2) Dibujo esquematizado del efecto que tiene la forma de las inclusiones o de la segunda fase en la aparición de microgrietas en un ensayo de tracción (c) Forma esférica (d) Cristales de aristas vivas.

3.2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS T5 Y T6

En este apartado se analiza el efecto que algunos tratamientos térmicos tienen sobre las aleaciones de aluminio convencionales y sobre las aleaciones de aluminio conformadas por Thixocasting.

En la Tabla 3.1 aparecen las designaciones que se utilizan en los tratamientos de las aleaciones de aluminio.

Tabla 3.1. Designaciones de tratamientos térmicos de aluminio [Hei99].

F	En estado bruto
O	Temple, recristalización (sólo para los productos forjados)
H	Endurecimiento por deformación (sólo para el productos forjado)
T	Tratado térmicamente para producir temple estable
T1	Enfriamiento desde una temperatura elevada, provocando un proceso de envejecimiento
T2	Temple (sólo productos de fundición)
T3	Tratamiento de puesta en solución, trabajo en frío
T4	Tratamiento de puesta en solución, envejecimiento natural
T5	Enfriamiento desde una temperatura elevada en el proceso de conformado y envejecimiento artificial (tratamiento térmico de precipitación)
T6	Puesta en solución, envejecimiento artificial
T7	Puesta en solución, estabilización
T8	Puesta en solución, trabajo en frío, envejecimiento artificial
T9	Puesta en solución, envejecimiento artificial, trabajo en frío
T10	Enfriamiento desde una temperatura elevada, envejecimiento artificial, trabajo en frío
<p><i>Originalmente, esta tabla fue desarrollada por The Aluminium Association, pero el sistema de designación del temple tiene la aprobación de la American Standard Association</i></p>	

Cuando ciertas aleaciones de aluminio se mantienen a temperaturas inferiores a 250°C, después de templadas desde altas temperaturas (350 °C ó más), aumenta su resistencia mecánica [Dub00] (Fig. 3.6). El descubrimiento del endurecimiento estructural por envejecimiento, en 1906, condujo al desarrollo de la primera aleación industrial, el Duraluminio, en 1916. Desde entonces, las aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación han adquirido una importancia práctica considerable, gracias a las mejoras continuas en sus características físicas y mecánicas específicas, y a su aptitud para la conformación (moldeo o colada continua o semicontinua), forja en caliente o en frío, etc. [Hor01].

Este fenómeno de endurecimiento estructural no es específico de las aleaciones de aluminio, sino que se da también en aleaciones base cobre, magnesio, plomo o las superaleaciones base cobalto o níquel [Liv82] [Mur99].

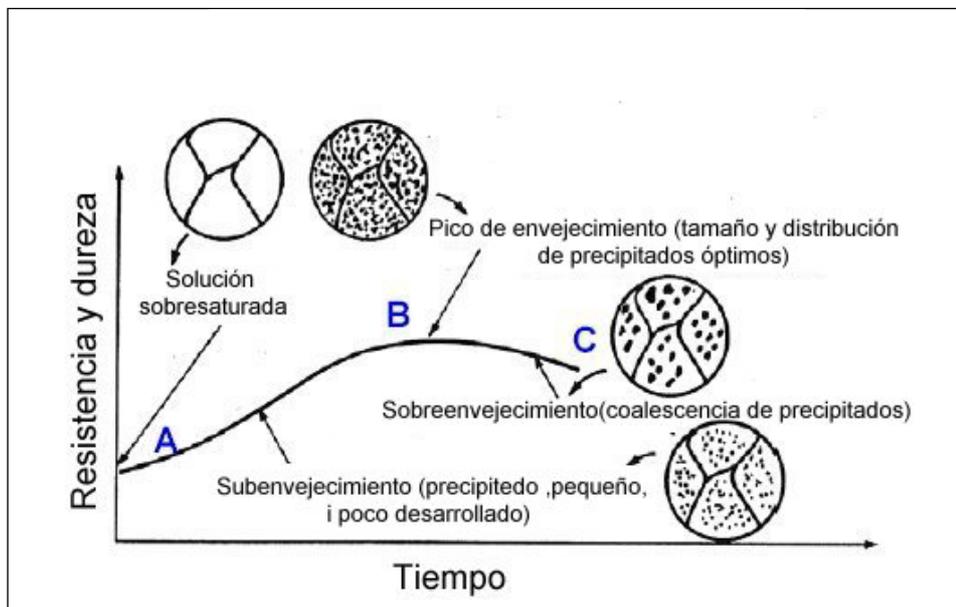


Figura 3.6. Evolución esquemática de la dureza y resistencia de una aleación de aluminio de endurecimiento estructural. (I) mantenido a temperatura ambiente después del temple, (II) mantenido a temperatura de revenido después del temple y maduración a temperatura ambiente.

Desde un punto de vista teórico, la primera aproximación al mecanismo de envejecimiento de aleaciones templadas fue propuesta en 1919 por Merica [Dub00], que explicaba el endurecimiento por *la precipitación de una nueva fase a baja temperatura* a partir de una solución sólida sobresaturada.

En 1938, Guinier y Preston, en base a trabajos de difracción de rayos X, presentaron el primer modelo estructural, explicando las primeras etapas de la descomposición de la solución sólida, en aleaciones aluminio-cobre y aluminio-plata templadas, donde se forman agrupaciones planares de átomos de la misma naturaleza, llamadas zonas de Guinier-Preston o zonas GP.

Se han realizado numerosos trabajos sobre el endurecimiento por envejecimiento donde se estudian las interacciones entre dislocaciones y precipitados así como sobre los mecanismos de precipitación (germinación y crecimiento; véanse los de Verhoeven [Ver75] y Mondolfo [Mon76]).

3.2.1 Características de la precipitación estructural

- *Criterios de composición y secuencia de tratamientos térmicos de las aleaciones*

Considérese una aleación binaria aluminio-elemento, con un diagrama de equilibrio como el de la Fig. 3.7. Para que sea apta al endurecimiento por precipitación es necesario que el elemento de aleación en la matriz de aluminio, presente en estado sólido una solubilidad creciente con la temperatura. En la Fig. 3.8 se representa, para una aleación de concentración x_1 , la secuencia de tratamientos térmicos.

Si la aleación se enfría lentamente desde la temperatura de puesta en solución (T_1) hasta una temperatura inferior (T_S), la solución sólida α tiende a precipitar partículas de intermetálico Al_xM_y , lo cual no contribuye al endurecimiento de la aleación por lo grueso de precipitado (del orden de un micrómetro) y por la escasa cantidad de precipitados por unidad de volumen.

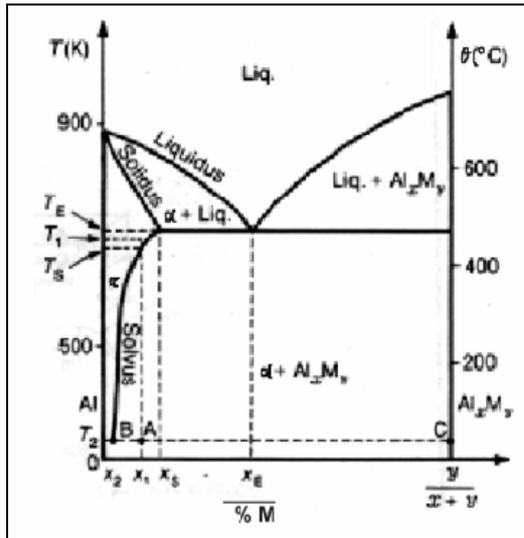


Figura 3.7. Diagrama de equilibrio de una aleación binaria [Dub00].

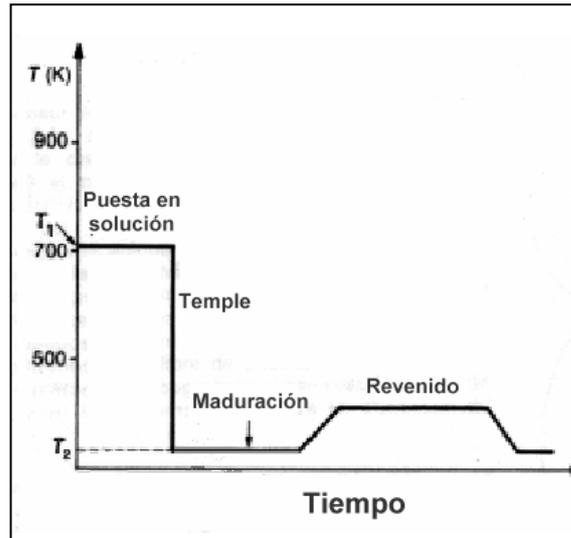


Figura 3.8. Secuencia de tratamientos térmicos [Dub00].

Si la aleación se temple hasta T_2 después de la puesta en solución, se obtiene una solución sólida metaestable, sobresaturada de soluto, con los átomos de soluto colocados de manera aleatoria en nudos de la red cúbica de caras centradas del aluminio, formando una solución sólida sustitucional. Después de la puesta en solución (generalmente entre 300 y 550 °C dependiendo de la aleación), el endurecimiento por envejecimiento se debe a la formación de precipitados coherentes con la matriz, a partir de esta solución sobresaturada.

Durante la etapa de maduración o envejecimiento natural, la aleación endurece progresiva y espontáneamente y la solución sólida se descompone para dar lugar a la formación de pequeñas zonas o agrupaciones de átomos de soluto (zonas de Guinier-Preston o zonas GP). Estas agrupaciones están siempre situadas en los nudos de la red de aluminio, y están constituidas por pequeñas porciones de planos cristalográficos de la red de aluminio enriquecidas en átomos de soluto.

Estas zonas GP introducen distorsiones elásticas en la red de la matriz. En ciertos casos, esta precipitación se ve facilitada por la presencia de defectos en la red, tales como dislocaciones, que favorecen una difusión más elevada de átomos de soluto o acomodan los campos de deformación elásticos.

Un calentamiento posterior a T moderada (envejecimiento), acentúa todavía más la descomposición de la solución sólida por la precipitación de más átomos, produciendo precipitados más finos (tamaño comprendido entre 2 y 50 nm) que endurecen todavía más la aleación, hasta un máximo de resistencia mecánica (Fig. 3.6). Estos precipitados coherentes o semicoherentes son compuestos intermetálicos metaestables, que poseen una red cristalina y una composición química propias, distinta de la del compuesto intermetálico de equilibrio estable (Al_xM_y). La fracción volumétrica de precipitados metaestables aumenta, también, con el grado de sobresaturación y con la concentración relativa en aluminio del precipitado.

La aparición de nuevo del precipitado de equilibrio sólo es posible mediante un sobre-envejecimiento efectuado a temperatura bastante alta, durante un tiempo superior al de máximo endurecimiento. El ablandamiento de la aleación está, entonces, regido por la coalescencia de precipitados, y los más grandes (del orden de 1 micrómetro) se hacen visibles al microscopio óptico. El sobre-envejecimiento produce una microestructura de equilibrio y los precipitados tienen generalmente una estructura Windmanstätten.

- *Secuencia de precipitación de las aleaciones de aluminio templadas*

Por razones de orden termodinámico y cinético la solución sólida sobresaturada, obtenida por puesta en solución y temple, no da lugar a temperatura ambiente a la precipitación de la fase intermetálica de equilibrio. El endurecimiento de las aleaciones de aluminio a temperatura ambiente o por envejecimiento artificial, resulta de una descomposición secuencial de la solución sólida α y de un empobrecimiento progresivo en soluto de esta última, siguiendo las etapas que aparecen en la Tabla 3.2. La secuencia presentada en esta tabla no es válida exactamente para todos los sistemas pero se presenta como una guía general [Ver87].

Tabla 3.2. Secuencia observada a menudo en las aleaciones endurecibles por envejecimiento [Dub00].

Estado bruto de temple	→ → envejecimiento → →		→sobreenvejecimiento
α_0	$\alpha_1 + GP$	$\alpha_2 + \beta'$	$\alpha_3 + \beta$
solución sólida	zonas GP	Precipitados metaestables β'	Precipitados de equilibrio β
ccc	Precipitados coherentes	Precipitados coherentes o semicoherentes	Precipitados incoherentes

Para que un endurecimiento estructural sea importante se requiere la formación de una gran densidad y una homogeneidad en el reparto de precipitados metaestables en la matriz.

▪ *Aleaciones de aluminio-silicio y aluminio-magnesio-silicio*

Los diagramas de equilibrio de los sistemas binarios aluminio-silicio y aluminio-Mg₂Si aparecen en las Figs. 3.9 y 3.10.

La fase α y el constituyente binario Mg₂Si forman un eutéctico a 595 °C que contiene 8,15% de silicio.

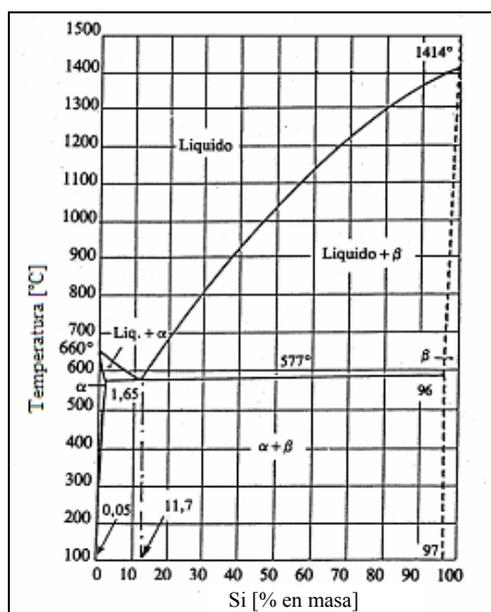


Figura 3.9. Diagrama de equilibrio Al-Si [Smi83].

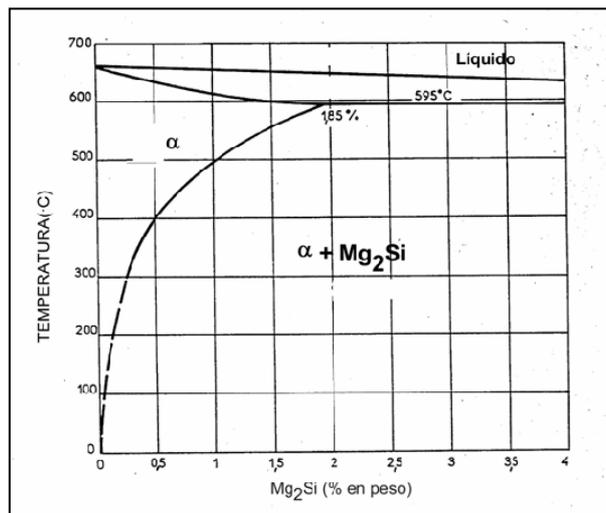


Figura 3.10. Diagrama de equilibrio Al-Mg₂Si [Hoc00].

El conocimiento de los límites de solubilidad en este sistema aleado tiene gran importancia. El hecho de que en estado sólido se produzca una notable disminución de la solubilidad del soluto con la temperatura, permite que estas aleaciones sean susceptibles de tratamientos térmicos para mejorar las propiedades mecánicas.

Mediante experimentos de solidificación interrumpida, algunos autores han caracterizado la evolución de la microestructura en una aleación A601 (Si 7,23; Mg 0,37; Fe 0,11; Mn 0,01) y han establecido la siguiente secuencia de precipitación [McD01]:

Liq →	dendritas Al	613 °C
Liq →	Al + Si	570 °C
Liq →	Al + Al ₈ Mg ₃ FeSi	570 °C
Liq →	Mg ₂ Si + Al	570 °C
Liq →	Al + Al ₅ FeSi	568-556 °C

En la Tabla 3.3 se describen las características morfológicas, cristalográficas y estructurales de las zonas GP, precipitados de transición metaestables y los

precipitados de equilibrio, por orden de aparición en la solución sólida, para el sistema AlMgSi.

En la Fig. 3.11. se muestra una representación esquemática de la evolución de estos precipitados desde las estructuras GP hasta las condiciones de equilibrio.

La composición química y la estructura cristalográfica de numerosas fases de transición están aun por conocer en muchos sistemas. En los sistemas que nos ocupan, el mecanismo de precipitación tiene lugar por germinación y crecimiento. Estas secuencias se discuten con detalle en los textos de Mondolfo [Mon76], Lorimer [Lor78], Hatch [Hat84][Hat88], Porter y Sterling [Por92] y Polmear [Pol95].

La mayoría de los autores antes mencionados sólo describen los precipitados GP, β' y β y consideran las zonas, filiformes o en agujas orientadas según la dirección [001], organizadas en capas de átomos de silicio rodeadas de capas de átomos de magnesio [Dub00].

Tabla 3.3. Probable secuencia de precipitación en las aleaciones aluminio-magnesio-silicio y aluminio-silicio [Pol95].

Sistema	Precipitados	Parámetros cristalográficos de los precipitados	Epitaxia	Red cristalina
Al-Mg-Si	Clusters de Mg y Si, zonas GP. La línea solvus GP aparece a T más altas que la T de envejecimiento	Invisible por TEM	Zonas/ [001] _{Al}	
	β''	a=1,533nm b=0,305nm c=0,683nm $\beta=106^\circ$	Agujas coherentes a lo largo de [001] _{Al}	monoclínico
	β' Mg ₂ Si	a=0,705nm c=0,305nm	Barras semicoherentes a lo largo de [001] _{Al}	hexagonal
	B'	a=1,03nm c=0,305nm	Barras semicoherentes a lo largo de [001] _{Al} , se forma siempre con β'' , favorecido por altos ratios Si:Mg	hexagonal
	β Mg ₂ Si	a=0,639nm	Plaquetas en [001] _{Al} , puede transformarse en β'	ccc
Al-Si	silicio	a=0,532nm	Plaquetas en (001) _{Al} , (111) _{Al} , (112) _{Al}	Cúbica del diamante

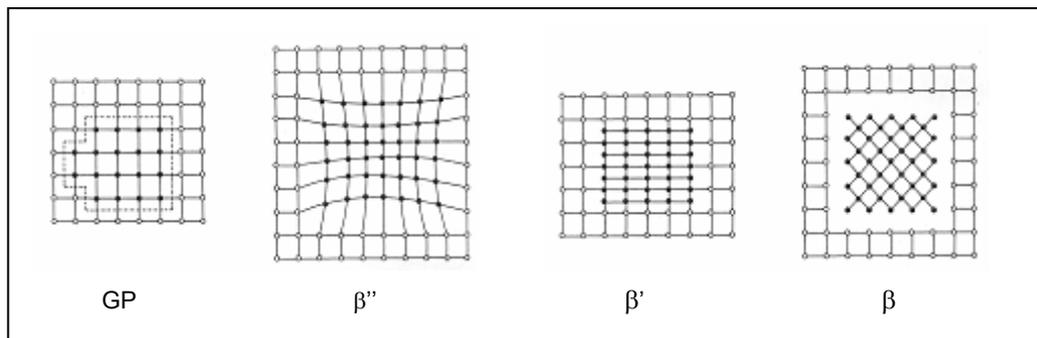


Figura 3.11. Secuencia de precipitación en las aleaciones aluminio-silicio-magnesio [Pra89].

En el caso de las aleaciones de moldeo aluminio-silicio-magnesio, con elevada cantidad de silicio, sólo la parte de silicio libre (no precipitado como silicio eutéctico) tiene participación en el endurecimiento estructural. La descomposición de la solución sobresaturada se inicia con la formación de agrupaciones de átomos (clusters) de silicio [Zhu01] [Liv82]. Estas agrupaciones conducen a la formación de zonas esféricas GP coherentes que se alargan en la dirección de la matriz cúbica que forma la aguja.

Las zonas GP son relativamente estables y pueden existir hasta 260 °C [Lut61]. Con el calentamiento prolongado, las zonas GP evolucionan para formar las barritas de precipitado β' , semicoherentes con la matriz. La fase final de equilibrio son placas incoherentes con la matriz [Jac72]. Aunque esta secuencia es totalmente conocida, no hay muchos artículos que traten la relación entre la morfología y los parámetros de envejecimiento.

Taylor y otros han demostrado que en la etapa de puesta en solución, para el tratamiento térmico T6, en las aleaciones Al-7%Si-Mg (A356 y A357) influye, no sólo en la disolución del compuesto Mg_2Si , sino también en la esferoidización y engrosamiento del silicio eutéctico [Tay00]. Estos estudios se han realizado en aleaciones modificadas con estroncio, con un contenido en hierro de 0.12% y contenidos de magnesio entre 0,3 y 0,7%.

La microestructura de las aleaciones A356 y A357 en estado bruto de colada consiste en granos primarios de la solución sólida α con regiones interdendríticas de eutéctico Al-Si, en el cual aparecen varias fases intermetálicas como Mg_2Si , β - Al_5FeSi y π - $Al_8Mg_3FeSi_6$.

La etapa de puesta en solución de un tratamiento T6 desempeña varias funciones importantes: disolución del Mg_2Si , homogeneización de la solución sólida y fragmentación, esferoidización y engrosamiento del silicio eutéctico [Ape90]. La fase α -Al se enriquece en silicio y magnesio. La disolución del Mg_2Si y la homogeneización de la matriz se produce dentro de los 15 minutos en la aleación A356 a 540 °C, y dentro de los 50 minutos en la aleación 357 [Rom02]. Los cambios en la morfología del silicio eutéctico son generalmente más lentos, comenzando al cabo de varias horas, y dependen de parámetros tales como la temperatura de puesta en solución y el tamaño/forma de la partícula original que, a su vez, vienen determinados por las condiciones de solidificación, tamaño de grano y de modificación del eutéctico.

Recientemente, algunos trabajos han demostrado que en la A356 modificada con estroncio, la esferoidización del silicio termina a los 3 minutos de mantenimiento a 500-540 °C, proporcionando una microestructura fina, redondeada y homogéneamente distribuida del silicio [Ogri02]. El efecto del tratamiento de puesta en solución de las fases intermetálicas que contienen hierro no se conoce bien, pero se ha visto que β es estable en la aleación A356 [Gus86], y que π es estable en la A357 pero se disuelve en la A356 [Clo82].

La selección de las temperaturas de tratamiento es crítica ya que altas temperaturas pueden provocar la fusión parcial mientras que temperaturas bajas no ofrecen una completa homogeneización.

Las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-7%Si-Mg están gobernadas por el nivel de magnesio retenido en la matriz después del tratamiento de puesta en solución y temple, el cual está disponible para la precipitación durante el proceso de envejecimiento. El porcentaje de magnesio disuelto y los parámetros de envejecimiento controlan el límite elástico de la aleación y el grado de endurecimiento. Una matriz con elevado contenido en magnesio tiene un límite elástico y un nivel de endurecimiento mayor, mientras que baja la ductilidad y la tenacidad a fractura [Shi90].

El magnesio hace disminuir la temperatura del eutéctico y provoca que la estructura del silicio sea más heterogénea [Cac99]. Parece que también interfiere en la modificación de la estructura del eutéctico cuando se adiciona estroncio, haciendo que la estructura del eutéctico sea más grosera y menos uniforme. El contenido en magnesio también afecta a la forma y a la fracción de volumen de las fases que

contienen hierro. Como es sabido, estas fases reducen la resistencia a esfuerzos de tracción [Clo82].

Para un contenido de magnesio y hierro dados, e ignorando posibles defectos de porosidad, la resistencia a tracción y la ductilidad de estas aleaciones depende de la estructura dendrítica, del tamaño y morfología de las partículas de silicio, del tratamiento de puesta en solución y de las condiciones de envejecimiento. La deformación plástica conduce a la rotura de las partículas de silicio y de los intermetálicos ricos en hierro. Cuando el tamaño de la dendrita es pequeño la grieta se concentra en el eutéctico, a lo largo de los límites de grano, de manera que la fractura es intergranular. Por otro lado, cuando el tamaño de la dendrita es grande, la fractura final se produce por nucleación y crecimiento de microgrietas en las dendritas, es decir con fractura transgranular [Cac95][Cac99].

La metalografía cualitativa y cuantitativa ha mostrado que, además de los cambios mencionados anteriormente, el tratamiento de puesta en solución también supone cambios en cuanto a las proporciones relativas de partículas de intermetálicos que contienen hierro, y estos cambios dependen de la composición. Los intermetálicos que contienen hierro observados en aleaciones en estado bruto de colada, son la fase β (Al_5FeSi) que aparece en forma de laminillas, y la fase π ($\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$), que aparece bajo la morfología de "escritura china" y/o de bloque; a veces, ambas crecen directamente sobre las laminillas de β . Estas dos fases aparecen en las regiones interdendríticas/intergranulares. En ausencia de manganeso, los intermetálicos de hierro cristalizan únicamente bajo la forma de agujas (β) para todas las velocidades de enfriamiento [Gus86]. Sin embargo, con la adición de manganeso, los intermetálicos de hierro cristalizan en forma de agujas (fase β -AlFeMnSi) o de escritura china (fase α -AlFeMnSi), y su fracción en volumen depende de la velocidad de enfriamiento. La fractografía indica que la fase α es más resistente que la β . Además, con el aumento de la temperatura de solubilización, la fase β se disuelve lentamente al tiempo que se fragmenta mientras que fase α no cambia [Nar95] [Ana95].

La mayor diferencia entre β -AlFeSi y β -AlFeMnSi es que la primera se disuelve por los extremos mientras que la segunda se disuelve en todo su perímetro.

Mientras que el tratamiento de puesta en solución provoca una transformación importante de la fase π en fase β en aleaciones con bajo contenido en magnesio (0,3-0,4% magnesio), esta evolución no es tan clara para mayores niveles de magnesio (0,6-0,7%) [Cou81]. La transformación de la fase π en fase β produce una disolución de magnesio en la matriz de aluminio superior a la que puede resultar de la disolución del Mg_2Si . Puesto que el nivel de magnesio retenido en la matriz después del temple controla el endurecimiento por precipitación de la aleación, resulta crucial una correcta comprensión de la transformación de la fase π en el caso que se requiera la máxima resistencia a tracción [Nar95]. La transformación puede describirse como un proceso mediante el cual algunas partículas de la fase π que contienen magnesio se rompen de manera gradual, total o parcialmente, en clusters de agujas finas de otra fase intermetálica de hierro que no contiene magnesio (probablemente fase β , o una fase de composición similar).

Los datos microanalíticos muestran que, durante el tratamiento de puesta en solución, se produce una difusión del magnesio del intermetálico en la matriz [Nar95]. Parte del magnesio procede de la fase Mg_2Si fácilmente solubilizada (disuelta), pero también una proporción se libera como consecuencia de la transformación de la fase π en β .

En las aleaciones con bajo contenido en magnesio (0,3 y 0,4%), la concentración de magnesio en la matriz alcanza el límite previsto para estas aleaciones. Ello implica que todo el Mg_2Si presente en estado bruto de colada se ha disuelto y que la fase π se ha transformado en fase β , pasando todo el magnesio a la matriz. A medida que el contenido de magnesio aumenta en la aleación, es cada vez más difícil que el magnesio se disuelva en la matriz. Puesto que después del tratamiento de puesta en solución queda muy poco Mg_2Si , incluso en aleaciones con elevado contenido en magnesio, aumenta la estabilidad de la fase π .

La transformación de la fase π es completa en aleaciones con un contenido en magnesio de 0,3% o 0,4, pero se reduce a medida que el contenido en magnesio aumenta hasta 0,7%. La transformación de fase π en las aleaciones con bajo contenido en magnesio produce una reducción de la fracción en volumen de intermetálicos [Tay00]. Es muy probable que sea debido al cambio en la proporción atómica de hierro en las fases β y π (1 átomo de cada 7 frente a un átomo de cada 18) y a la mayor densidad de la fase β (3,35 frente 2,82 g cm⁻³).

En las aleaciones con alto contenido en magnesio, la fase π es más estable y la transformación a fase β parece ser desfavorable. Una consecuencia de ello sería que el magnesio es retenido en las partículas de intermetálicos y no pueden pasar a la solución.

El diagrama de fases de las aleaciones A356 y A357 indica que a la temperatura de 580 °C hay más elementos endurecedores en la fracción sólida que a la temperatura de puesta en solución del tratamiento térmico T6 (520-530 °C). Así, estas aleaciones conformadas por SSM pueden ser tratadas con T5 y T6 obteniendo mejores resultados que las conformadas por colada en coquilla, debido, probablemente, a la reducción de porosidad y a la mejora de la microestructura [Ber01].

A la temperatura de envejecimiento, la solución sólida sobresaturada se descompone, tal y como ya hemos explicado en el Apartado 3.2.1 en zonas GP finamente dispersas y precipitados intermedios que producen el endurecimiento [Kle03][Pol95].

Un trabajo de investigación relacionado con las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-7Si-Mg indica que las propiedades tensiles óptimas (expresadas mediante un nuevo índice de calidad QI de la Ecuación 3.5) se dan en aleaciones con un porcentaje de magnesio entre 0,4 y 0,5%, en las que se produce la transformación parcial de la fase π en fase β [Tay00]. Dado que la fractura del material sometido a un esfuerzo uniaxial de tracción depende de la población de partículas, el aumento de resistencia mecánica pueden ser debidos a la sustitución de partículas frágiles de gran tamaño por agujas de fase β muy finas, así como a la reducción de la fracción de volumen de precipitados [Tay00].

El índice de calidad QI [Bas01] mencionado viene definido como:

$$QI = UTS + 150 \log (\% \varepsilon) \quad (3.5)$$

donde UTS es la resistencia a tracción; y ε el alargamiento.

Basner [Bas01], ha estudiado el efecto que tiene la microestructura en las propiedades mecánicas de la aleación A357 con T6, y concluye que este índice de calidad QI se ve afectado adversamente con el incremento de la porosidad y el aumento de tamaño de glóbulo. Las propiedades óptimas se obtendrán cuando el tamaño de glóbulo sea el menor posible.

El tratamiento T5 tiene la ventaja de realizarse con el material bruto de colada, y sólo debe envejecer por tratamiento a baja temperatura. Es mucho más simple y menos costoso económicamente que el T6, y evita además muchas distorsiones que pueden aparecer en partes complejas al enfriar. De todas formas, el tratamiento T5 no provoca esferoidización del silicio eutéctico y consecuentemente las piezas así tratadas exhiben menor ductilidad que con el tratamiento T6 [Zin98]. El tratamiento T5 se aplica a menudo para crear estabilidad dimensional del componente en servicio. El tratamiento T6 se utiliza generalmente para incrementar el límite elástico y la resistencia a tracción. Si se desea un producto que tenga buena maquinabilidad hay que incrementar la dureza. El T6 es ideal para elevar la dureza y la resistencia a tracción [Ken88] [You00].

Los tratamientos T6 típicos de las aleaciones A356 y A357 son [Youn95]:

1. puesta en solución 520-530 °C durante 2-8 horas
2. enfriamiento en agua a 20-80 °C
3. envejecimiento artificial 150-180 °C durante 2-8 horas

Los tratamientos T5 requieren:

1. temple en proceso
2. envejecimiento artificial 150-180 °C durante 2-8 horas.

Durante la etapa final de ambos tratamientos, la dureza y la resistencia se incrementan gradualmente con el tiempo hasta llegar a un máximo, a partir del cual disminuyen (sobre-envejecimiento). Así se detalla en la Fig. 3.12. en la que Mondolfo pone en forma gráfica el efecto del envejecimiento en las propiedades mecánicas [Mon55].

Según algunos autores [Zhu01, para la aleación A356 el envejecimiento óptimo está entre 155-175 °C y con un tiempo entre 3 y 6 horas se obtiene una aceptable combinación de resistencia y elongación [Ber01].

De todas formas, en aleaciones A357 afinadas con titanio se ha observado que en principio el alargamiento decrece con el tiempo de envejecimiento, alcanza un mínimo y vuelve a alcanzar un máximo después de un tiempo. Es el segundo pico de alargamiento. Parece que el primer pico se debe a la presencia de Mg_2Si y $TiAl_3$, mientras que en el segundo pico se detecta sólo el Mg_2Si [Zhu01].

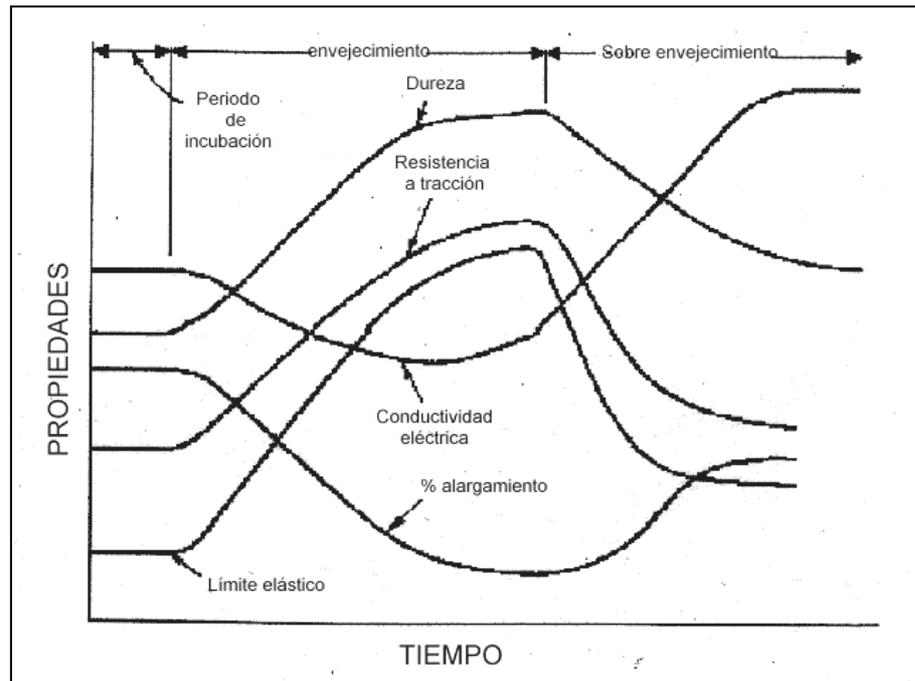


Figura 3.12. Efecto del tiempo de calentamiento en las propiedades [Mon55].