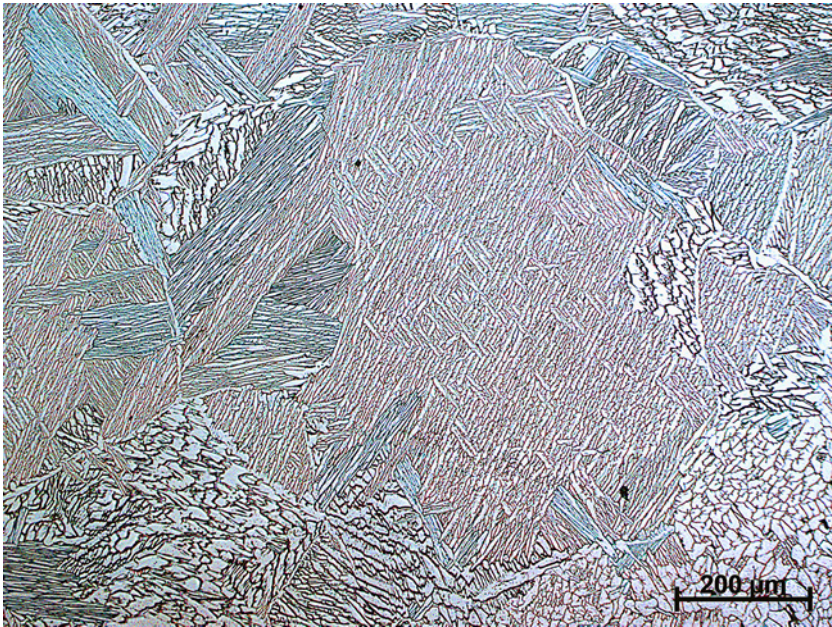


II. Materiales metálicos. Aleaciones no férricas



Fuente: Arrabal 2017.

<https://dx.doi.org/10.5209/docm.001.02>

Laboratorio Integrado. Raúl Arrabal Durán. © Ediciones Complutense, 2025.

Práctica 3. Acritud y recristalización

Introducción

Cuando un material se deforma plásticamente, además de cambiar su forma macroscópica, se produce un cambio en su estructura tanto a nivel microscópico (ej. alargamiento de granos en un proceso de extrusión, etc.) como atómico (ej. aumenta número de dislocaciones y/o maclas) (Figura 23a). El resultado es un endurecimiento por deformación que puede llegar a fragilizar en exceso al material y cambiar otras propiedades como la conductividad eléctrica y resistencia a corrosión. En estas situaciones, se suele recurrir a un *recocido de recristalización* con objeto de recuperar total o parcialmente las propiedades del material, aumentando su ductilidad y disminuyendo su dureza y resistencia mecánica. Adicionalmente, la recristalización permite homogeneizar y controlar el tamaño de grano.

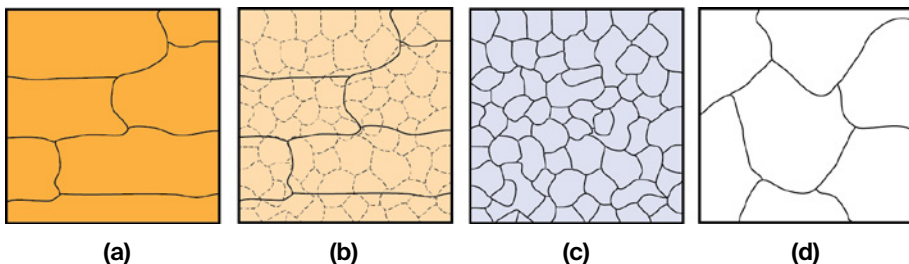


Figura 23. Etapas del recocido de recristalización: (a) estado deformado, (b) recuperación, (c) recristalización y (d) crecimiento de grano.

Fuente: adaptado de Askeland 2011.

La recristalización es una transformación difusional sin cambio de fase y se define como un proceso de nucleación y crecimiento de nuevos granos cristalinos libres de deformación. Típicamente se distinguen tres etapas en un recocido de recristalización:

- a) *Recuperación*: parte de la energía interna almacenada por el material como energía de deformación –asociada a zonas de tracción, compresión y cizalla alrededor de las dislocaciones– se libera mediante fenómenos

de difusión atómica. Disminuyen las tensiones residuales debido al reordenamiento de las dislocaciones, adoptándose configuraciones de menor energía de deformación de la red (Figura 23b). La dureza del material apenas cambia, pero la conductividad eléctrica se recupera hasta valores similares al estado predeformado.

- b) *Recristalización*: después de la recuperación, los granos todavía presentan un estado de alta energía de deformación. Es en esta fase cuando, por un mecanismo de difusión de corto alcance, se produce la nucleación de un nuevo conjunto de pequeños granos libres de deformación, caracterizados por su baja densidad de dislocaciones, y que llegan a reemplazar por completo a los granos deformados. La fuerza impulsora para este fenómeno, al igual que en la recuperación, es la diferencia de energía interna entre el material deformado y el no deformado (Figura 23c). Después de esta etapa, el material recupera sus propiedades mecánicas previas a la deformación y, por tanto, se hace menos resistente y más dúctil.
- c) *Crecimiento de grano*: si el tiempo de tratamiento es suficientemente prolongado, se produce el crecimiento de los granos libres de deformación, siendo la reducción de la energía superficial de límites de grano la fuerza impulsora del proceso (Figura 23d). Se trata de un proceso de difusión a corto alcance en el que algunos granos crecen a expensas de otros de menor tamaño. Las propiedades mecánicas de un material con tamaño de grano grande son normalmente inferiores a aquellos con tamaño pequeño (ej. tenacidad).

En la Figura 24 se muestra la evolución microestructural típica que presenta un material cuando se lleva a cabo un *recocido de recristalización*.



Figura 24. Evolución microestructural del cobre durante el proceso de recristalización. Fuente: elaboración propia.

Además de la *recrystalización estática* que se produce a elevadas temperaturas en materiales previamente trabajados en frío ($T < 0.5T_{\text{fusión}}$), también existe la *recrystalización dinámica*; ocurre de forma instantánea tras la deformación en caliente. Si se controla correctamente la temperatura del proceso, es posible obtener estructuras con tamaño de grano fino (Figura 25).

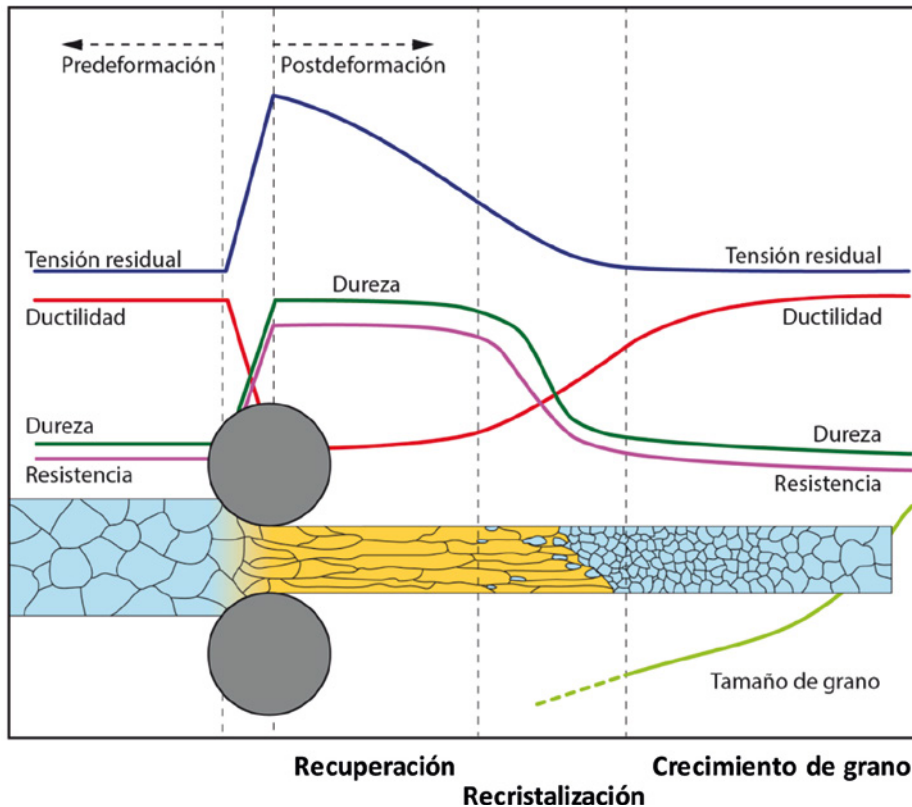


Figura 25. Esquema con los efectos de la recuperación, recrystalización y crecimiento de grano sobre las propiedades de un material que experimenta recrystalización dinámica. Fuente: elaboración propia.

Objetivos

Evaluar el proceso de recrystalización de un cobre comercialmente puro laminado en frío.

Caracterizar las microestructuras resultantes tras el proceso de laminación y recrystalización.

Parte experimental

Paso 1. Laminación en frío

Laminar una barra de cobre, previamente recocida a 500 °C durante 2 h, con una reducción de espesor de aproximadamente un 70% (Figura 26). La chapa obtenida se cortará en muestras cuadradas para estudiar la influencia de la temperatura en el proceso de recrystalización.

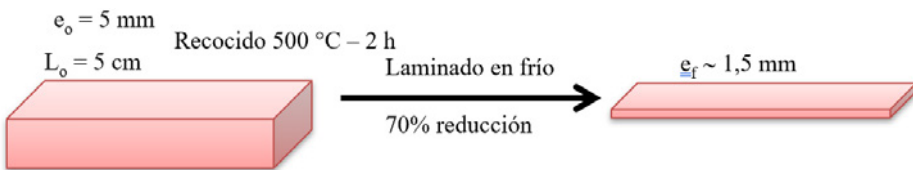


Figura 26. Dimensiones antes y después de la laminación.
Fuente: elaboración propia.

Paso 2. Recrystalización

Introducir las muestras en los hornos para las temperaturas y tiempos indicados en la Tabla 8. Reservar una probeta en el estado de acritud ($t = 0$).

Paso 3. Medidas de dureza

- 4 medidas de dureza Rockwell por muestra, según norma ASTM E18 (escala F), para cada tiempo y temperatura. (Realizar las medidas en una de las dos superficies). Anotarlas en la Tabla 8.

Paso 4. Caracterización microestructural

- Siguiendo las instrucciones del profesorado, preparar metalográficamente una selección de muestras representativas mediante las siguientes condiciones de electropulido (atacar la superficie opuesta a la utilizada en el apartado anterior).

- Electrolito: 230 mL H_3PO_4 conc. + 280 mL etanol + 40 mL propanol + 470 mL agua destilada.
- *Polishing*: 25 V, 30 s.
- *Etching*: 5 V, 30 s.

Nota: los tiempos de pulido y ataque pueden ajustarse para optimizar los resultados.

- Adquirir las micrografías necesarias para el informe de laboratorio.

**Tabla 8. Valores de dureza (escala Rockwell F)
de las muestras de cobre ensayadas**

t (min)	220 °C	240 °C	260 °C	280 °C
0				
5				
10				
15				
20				
30				
60				

Fuente: elaboración propia.

Informe

El informe final deberá incluir los siguientes apartados. El porcentaje indica el peso en la calificación de la práctica (la calidad del informe tiene un peso de 10%).

Introducción (10%), Objetivos (5%) y Parte experimental (5%)

- Descripción breve de fundamentos teóricos, objetivos y metodología de la práctica.

Resultados y discusión

- Discusión razonada de los resultados obtenidos de dureza-tiempo para distintas temperaturas (25%).

- Micrografías representativas donde se señalen los aspectos más relevantes de los procesos de deformación y recrystalización. Justificación de las microestructuras observadas (25%).

Conclusiones/Bibliografía (10%)

Cuestiones (10%)

1. Sabiendo que la velocidad de recrystalización puede expresarse con la siguiente expresión:

$$v = \frac{1}{t_{50}} = A e^{-\frac{B}{T}}$$

Ecuación 5

calcule las constantes A (min^{-1}) y B a partir de los resultados obtenidos para las dos temperaturas más altas. Asuma que el 50% de recrystalización se alcanza cuando la dureza adquiere un valor de 60 HRF.

Práctica 4. Endurecimiento por precipitación

Introducción

El endurecimiento por precipitación consiste en la precipitación controlada de partículas submicroscópicas, dispersas en la matriz, que actúan como obstáculos al movimiento de dislocaciones. Es un proceso de alta relevancia en las aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente (2XXX, 6XXX, 7XXX), puesto que se consigue una mejora notable en sus propiedades mecánicas. Este conjunto de aleaciones cumple los dos requisitos necesarios para el endurecimiento por precipitación:

- Diagrama de fases con línea de *solvus* (s-m) que muestre una clara reducción de la solubilidad al descender la temperatura (Figura 27a).
- Formación de precipitados pequeños, bien distribuidos y con capacidad para dificultar el movimiento de dislocaciones (Figura 27b).

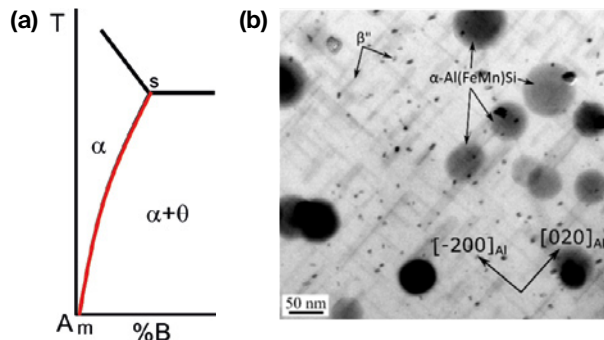


Figura 27. (a) Línea solvus de una aleación endurecible por precipitación y (b) ejemplo de partículas endurecedoras en aleación de Al 6082 (Rakhmonov 2020).

La secuencia para llevar a cabo este proceso en aleaciones de aluminio consta de tres etapas: *solubilización*, *temple* y *envejecimiento* (Figura 28). La última de ellas puede llevarse a cabo a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o en horno (envejecimiento artificial).

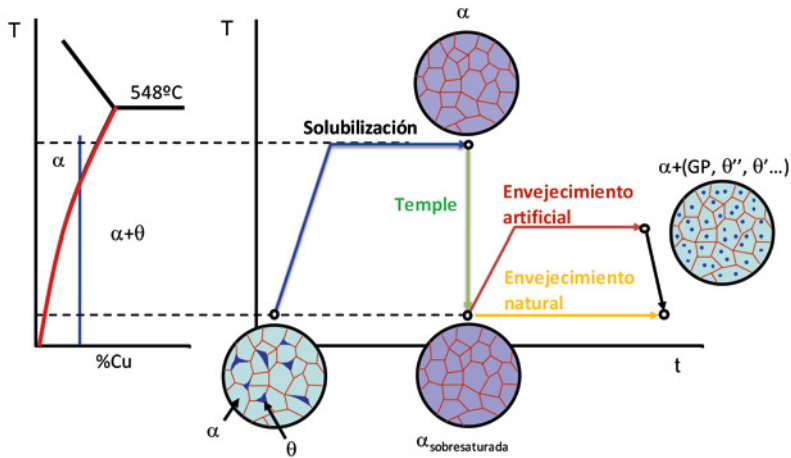
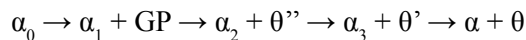


Figura 28. Tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación en aleaciones Al-Cu. Fuente: elaboración propia.

Los precipitados responsables del endurecimiento no tienen por qué coincidir con los que predicen los diagramas de equilibrio. Lo más común es que se produzca una secuencia de precipitación compleja con fases intermedias metaestables que, por su coherencia con la matriz, nuclea con más facilidad que los precipitados incoherentes de equilibrio. En sistemas Al-Cu, la secuencia de precipitación incluye zonas GP y otras dos fases metaestables:



En general, se distinguen dos tipos de precipitados en función de su tamaño y coherencia.

Precipitados coherentes de pequeño tamaño (permeables al paso de dislocaciones)

En este caso, actúan simultáneamente diversos mecanismos de endurecimiento:

- *Endurecimiento por coherencia*: asociado a las tensiones introducidas para mantener la coherencia matriz-precipitado (Figura 29a).
- *Endurecimiento por módulo*: asociado a que los precipitados presentan un módulo de cizalla distinto al de la matriz. Aunque el efecto

colectivo de los precipitados es endurecedor, estos se cortan con facilidad debido a su pequeño tamaño (permeables al paso de dislocaciones). Por este motivo, cuando el material se deforma, se activan planos específicos de deslizamiento y el endurecimiento por deformación no es homogéneo, disminuyendo la tenacidad del material (Figura 29b).

- *Endurecimiento químico o de superficie* y otros mecanismos: el corte de los precipitados aumenta el área de la interfase matriz/precipitado. Adicionalmente, pueden introducirse faltas de apilamiento y otros defectos que ejercen un efecto endurecedor.

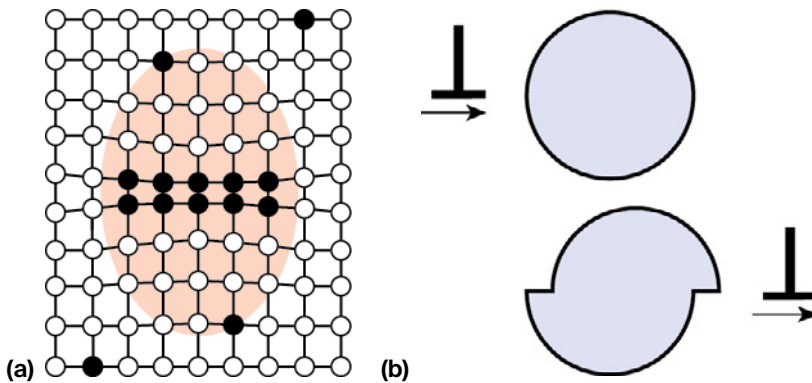


Figura 29. (a) Endurecimiento por coherencia y (b) corte de partículas permeables. Fuente: elaboración propia.

Precipitados incoherentes de mayor tamaño y separados (no permeables)

Cuando las partículas crecen en tamaño también lo hace su resistencia mecánica. Sin embargo, también aumenta su espaciado y se pierde coherencia con la matriz. Esto se traduce en que el paso de las dislocaciones no corta a los precipitados (no permeables). En su lugar, se crean anillos de dislocaciones alrededor de las partículas. El resultado es una menor distancia efectiva entre partículas y un endurecimiento progresivo y uniforme cuando el material se somete a deformación (Figura 30). Este proceso de endurecimiento se conoce como mecanismo de Orowan.

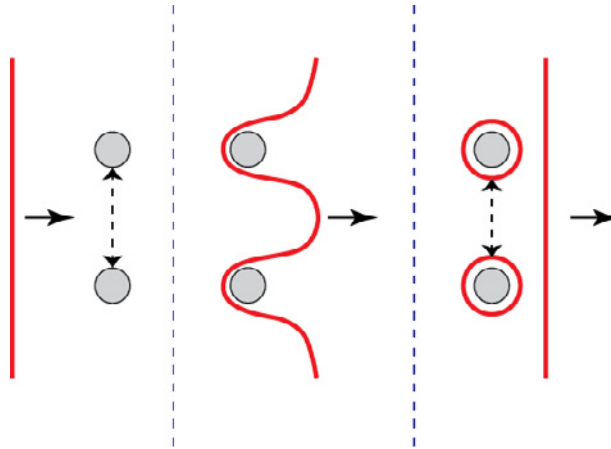


Figura 30. Mecanismo de Orowan donde se muestra la formación de anillos de dislocaciones alrededor de precipitados. Fuente: elaboración propia.

A diferencia de lo que ocurre con los precipitados permeables, este efecto endurecedor disminuye a medida que aumenta el tamaño de los precipitados. Por este motivo, en la práctica industrial, se busca una combinación de precipitados permeables y no permeables que den lugar a un endurecimiento óptimo. En el caso de aleaciones Al-Cu comúnmente se consigue con precipitados θ' y θ'' o con una combinación de zonas GP y θ' (Figura 31).

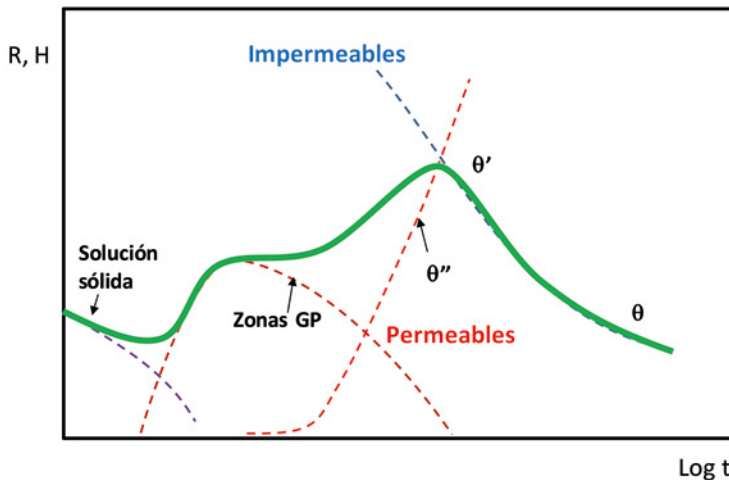


Figura 31. Evolución de la resistencia mecánica o dureza en función del tiempo de envejecimiento en una aleación Al-Cu. Fuente: elaboración propia.

Objetivos

Realizar tratamientos térmicos de endurecimiento por precipitación a diferentes temperaturas para una aleación de aluminio 2XXX.

Evaluar las formas de las curvas de precipitación dureza-tiempo con objeto de optimizar el tratamiento térmico.

Caracterizar microestructuras de una aleación Al-Cu de la colección del laboratorio.

Parte experimental

Paso 1. Preparación de muestras

Desbastar las superficies de las probetas de aluminio hasta grado P120.

Paso 2. Endurecimiento por precipitación

Introducir las muestras en el horno a 535 °C durante 30 minutos y templar en agua. Envejecer o madurar las muestras a las temperaturas y tiempos indicados en la Tabla 9 (las muestras se enfrían en agua después de sacarlas del horno).

Nota: el fenómeno de envejecimiento natural afecta notablemente a los valores de dureza, por lo que se deben evitar esperas innecesarias en el desarrollo de la práctica. Asimismo, una vez tratadas las muestras, no se deben desbastar de nuevo, puesto que se aceleraría el proceso de envejecimiento.

**Tabla 9. Valores de dureza (escala Rockwell B)
de las muestras de aluminio ensayadas**

t(min)	Envejecimiento natural	250 °C	300 °C	350 °C
2				
6				
10				
20				
30				
40				
60				

Fuente: elaboración propia.

Paso 3. Medidas de dureza

2 medidas de dureza Rockwell por muestra, según norma ASTM E18 (escala B), para cada tiempo de tratamiento.

Paso 4. Caracterización microestructural

En caso de ser necesario, preparar metalográficamente mediante pulido con α -alúmina y posterior ataque con mezcla de ácidos (reactivo 5, 10-20 s) las siguientes probetas Al-4Cu de la colección del laboratorio (Tabla 10). Adquirir las micrografías necesarias para el informe de laboratorio.

Tabla 10. Probetas Al-Cu obtenidas por moldeo y con varios tratamientos térmicos

X16	Moldeo en arena
X14	Moldeo + TT solubilización + temple
X15	Moldeo + TT solubilización + temple + envejecimiento

Fuente: elaboración propia.

Informe

El informe final deberá incluir los siguientes apartados. El porcentaje indica el peso en la calificación de la práctica (la calidad del informe tiene un peso de 10%).

Introducción (10%), Objetivos (5%) y Parte experimental (5%)

- Descripción breve de fundamentos teóricos, objetivos y metodología de la práctica.

Resultados y discusión

- Discusión razonada de los resultados obtenidos de dureza-tiempo para distintas temperaturas (25%).

- Micrografías de las probetas X14, X15 y X16 donde se señalen los distintos microconstituyentes. Justificación de las microestructuras observadas (25%).

Conclusiones/Bibliografía (10%)

Cuestiones (10%)

1. ¿Cuál es la secuencia de precipitación en la aleación 7075-T6? ¿Qué ventaja ofrece el tratamiento térmico T77 frente al T6? Cite las fuentes consultadas.

Práctica 5. Caracterización de aleaciones base Al

Introducción

El Al destaca por su baja densidad, elevada conductividad eléctrica/térmica, fácil procesado y buen acabado superficial. La incorporación de aleantes, los procesos de forja y los tratamientos térmicos mejoran considerablemente su resistencia específica. Estas características explican su ubicuidad en sectores tan variados como transporte, construcción, envasado y consumibles. El sistema de designación se basa en los elementos aleantes principales y el proceso de fabricación (Tabla 11).

Tabla 11. Sistema de designación de aleaciones de aluminio según (H35.1/H35.1M 2017)

Aleaciones de forja		Aleaciones de moldeo	
1XXX	Al 99,00% min	1XX.X	Al 99,00% min
2XXX	Cu	2XX.X	Cu
3XXX	Mn	3XX.X	Si con Cu y/o Mg
4XXX	Si	4XX.X	Si
5XXX	Mg	5XX.X	Mg
6XXX	Mg y Si	7XX.X	Zn
7XXX	Zn	8XX.X	Sn
8XXX	Fe, Li, Ni, etc.	9XX.X	Otros elementos
9XXX	Sin asignar	6XX.X	No usadas

Fuente: elaboración propia.

Adicionalmente, se distingue entre aleaciones no tratables térmicamente (ej. 1XXX, 3XXX, 5XXX, 4XX.X) y tratables térmicamente (ej. 2XXX, 6XXX, 7XXX, 3XX.X). La nomenclatura de las aleaciones de aluminio se completa con varios dígitos (Tabla 12). Por ejemplo, 2024-T3 indica que se trata de una aleación de forja, con Cu como aleante principal y que ha recibido un tratamiento que incluye solubilización, trabajo en frío y envejecimiento natural.

Tabla 12. Designación de tratamientos en aleaciones de Al (H35.1/H35.1M 2017)

Consultar la norma correspondiente para ver la versión más actualizada	
<i>F De fábrica</i> <i>O Recocido</i> (solo forja) O1 – Elevada T y enfriamiento lento <i>W Solubilización</i> Para aleaciones con envejecimiento espontáneo después de tratamiento de solubilización. Se debe indicar el tiempo de envejecimiento natural. Ej. W ½hr	<i>T Tratamiento térmico</i> T1 – Enfriar desde Tconformado y envejecimiento natural T2 – Enfriar desde Tconformado, trab. en frío y envejecimiento natural T3 – Solubilización, trabajo en frío y envejecimiento natural T4 – Solubilización y envejecimiento natural T5 – Temple desde Tconformado y envejecimiento artificial T6 – Solubilización y envejecimiento artificial T7 – Solubilización y estabilizado/sobreenvejecido T8 – Solubilización, trabajo en frío y envejecimiento artificial T9 – Solubilización, envejecimiento artificial y trabajo en frío T10 – Temple desde Tconformado, trab. en frío y envejecimiento artificial TXXX – Variaciones
<i>H Trabajado en frío</i> H1 – Trabajo en frío H2 – Trabajo en frío y recocido parcial H3 – Trabajo en frío y estabilizado H4 – Trabajo en frío y lacado o pintado	HX2 – 25% endurecido HX4 – 50% endurecido HX6 – 75% endurecido HX8 – >75% endurecido HX9 – UTS>HX8 (>14 MPa) X1, X3, X5, X7 – situaciones intermedias HXXX – variaciones

Fuente: elaboración propia.

Las microestructuras de las aleaciones de aluminio varían considerablemente en función del procesado e historia térmica. De forma resumida, se describen a continuación las características microestructurales de las aleaciones de forja y de moldeo.

Aleaciones de forja

a) *Matriz de Al*

Los granos pueden ser equiaxiales o alargados dependiendo del grado de deformación y de la extensión de procesos posteriores de recuperación, recristalización y crecimiento de grano:

- Granos alargados con una alta densidad de dislocaciones: típico de aleaciones deformadas sin tratamiento térmico posterior.
- Granos alargados con subgranos: se observan en aleaciones deformadas en caliente cuando ocurre el fenómeno de *recuperación dinámica* y que,

en el caso de aleaciones con alta energía de falta de apilamiento como el aluminio, se caracteriza por la formación de subgranos (ángulo de desorientación $<15^\circ$). Los subgranos también suelen ser visibles después del tratamiento de solubilización en aleaciones con dispersoides, puesto que estos obstaculizan el movimiento de dislocaciones.

- Granos equiaxiales: típicos de aleaciones donde se ha completado la recrystalización. Conviene mencionar que los granos resultantes del proceso de recrystalización pueden ser también alargados en aquellos casos donde la cantidad de dispersoides es elevada.

b) Compuestos intermetálicos de gran tamaño (0.5-10 μm)

Suelen formarse por reacción eutéctica durante la solidificación del lingote y se localizan en espacios interdendríticos en la estructura de moldeo. Se diferencian dos tipos: (i) insolubles con impurezas como Fe y Si. Los ejemplos más comunes son Al_3Fe , $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$, $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Si})$ y $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, y (ii) solubles con elementos aleantes principales. Ejemplos típicos son Al_2Cu , Al_2CuMg , Mg_2Si , MgZn_2 y Mg_2Al_3 . Procesos posteriores al moldeo como homogeneización, deformación y solubilización dan lugar a la fragmentación y alineación de estos compuestos intermetálicos, y una disminución de la proporción de los de tipo soluble. Su importancia en las propiedades mecánicas es menor en comparación con otros tipos de precipitados más finos.

c) Partículas submicrométricas o dispersoides (0.05-0.5 μm)

Precipitan durante la etapa de homogeneización de los lingotes. Contienen metales de transición con solubilidad moderada y escasa capacidad de difusión en Al (ej. $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$, Al_3Zr). Retrasan la recrystalización y crecimiento de grano durante tratamientos térmicos posteriores, siendo difícil que se solubilicen o que aumenten de tamaño. Como resultado de su presencia se obtienen aleaciones con mejores propiedades mecánicas.

d) Precipitados finos o endurecedores ($<0.1 \mu\text{m}$)

Se forman durante la etapa de envejecimiento natural o artificial. Debido a su pequeño tamaño son difícilmente observables mediante microscopía óptica.

Son los precipitados que mayor efecto ejercen en las propiedades mecánicas. En ocasiones, se observan *zonas libres de precipitados* en la proximidad de límites de grano debido a la nucleación heterogénea y crecimiento de precipitados de mayor tamaño en dichos límites. En la Figura 32 se esquematizan las microestructuras más habituales de aleaciones de aluminio de forja.

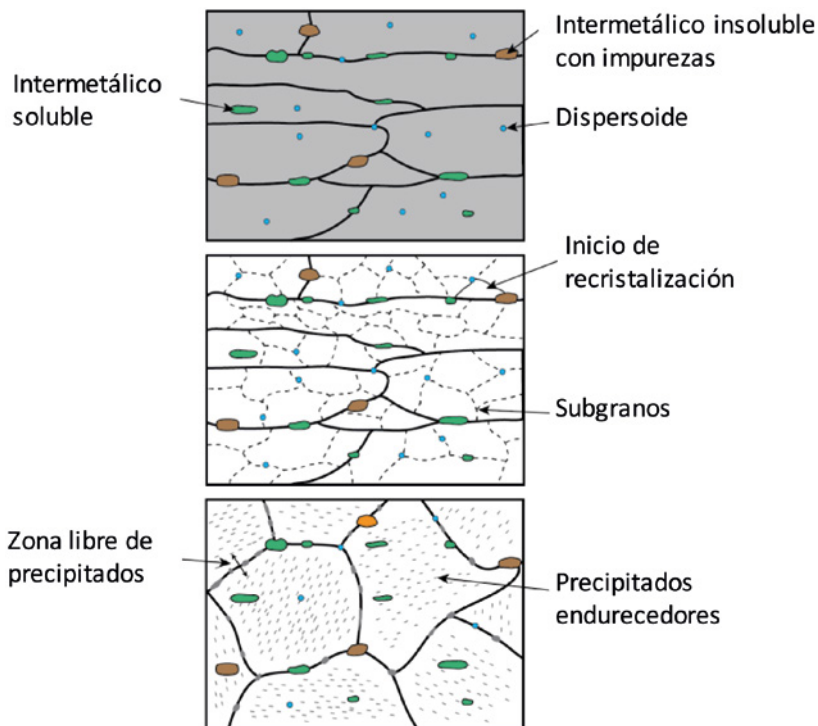


Figura 32. Esquemas de las microestructuras típicas de aleaciones de Al de forja. El fondo grisáceo del primer esquema representa un elevado número de dislocaciones y que no son visibles por microscopía óptica. Los precipitados endurecedores pueden estar también presentes en los dos primeros esquemas.

Fuente: elaboración propia.

Aleaciones de moldeo

Las aleaciones de las series 4XX.X y 3XX.X son con diferencia las aleaciones de moldeo más utilizadas. Los motivos son su excelente fluidez en estado fundido, baja contracción durante la solidificación y buena resistencia a la corrosión.

La mayoría son de tipo hipoeutéctico, aunque las hipereutéticas son especialmente interesantes cuando se requiere un buen comportamiento a desgaste. A nivel microestructural se distinguen los siguientes microconstituyentes:

a) Fase primaria

En aleaciones hipoeutéticas se forman dendritas de α -Al con sus característicos brazos primarios, secundarios y en ocasiones terciarios. El espaciado entre brazos secundarios afecta directamente a las propiedades mecánicas, obteniéndose mejores prestaciones para espaciados pequeños. En procesos de moldeo por vía semisólida las dendritas evolucionan a formas globulares.

En aleaciones hipereutéticas se forman cristales de Si de tamaño relativamente grande y que con frecuencia están rodeados de fase α -Al debido a un empobrecimiento en Si en el líquido circundante. Es posible obtener Si primario de menor tamaño y distribución más uniforme mediante la adición de P.

b) Eutético Al-Si

Para velocidades de enfriamiento lentas o moderadas, el Si del agregado eutético adopta una forma acicular y, por tanto, indeseable desde el punto de vista del comportamiento mecánico. Es posible obtener aleaciones más resistentes y dúctiles cuando el Si adquiere morfología fibrosa. Para ello se recurre a enfriamiento rápido y/o adición de modificadores químicos como Na o Sr.

c) Compuestos intermetálicos

En aleaciones Al-Si, los compuestos intermetálicos más comunes son las fases β -AlFeSi y α -AlFeSi. El primero presenta una morfología de agujas (2D) o placas (3D), mientras que el segundo suele presentar morfología de escritura china o ligeramente globular. Conviene minimizar la formación de β -AlFeSi debido a que las agujas que se forman actúan como concentradores de tensiones disminuyendo la ductilidad de estas aleaciones. En la Figura 33 se muestran los esquemas de las microestructuras típicas de aleaciones Al-Si.

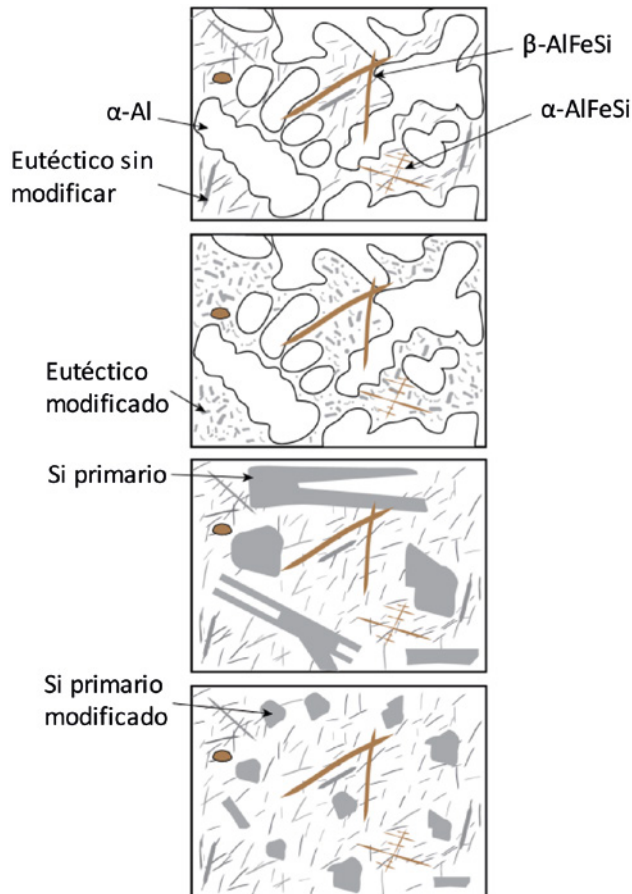


Figura 33. Esquemas de las microestructuras típicas de aleaciones de moldeo (en las aleaciones de la serie 3XX.X también pueden formarse precipitados endurecedores de pequeño tamaño). Fuente: elaboración propia.

Objetivos

Caracterizar distintas microestructuras de aleaciones base aluminio.

Parte experimental

Se prepararán distintas probetas de aleaciones de aluminio de forja y moldeo, estudiando su microestructura con un microscopio óptico de reflexión

(microscopio metalográfico) y evaluando su procesado para conseguir tales microestructuras (Tabla 13). Se pulirán y atacarán las superficies de las probetas para su caracterización metalográfica. En el pulido final de las probetas deberá utilizarse sílice coloidal.

En aquellas probetas que se considere necesario, también se adquirirán micrografías antes del ataque metalográfico.

Tabla 13. Colección probetas de aleaciones de aluminio

Sistema	Aleación	Composición	Tratamiento
Al-Si	A361	10,5% Si; 0,53% Fe; 0,35% Mg; 0,12% Mn; 0,10% Cu	Moldeo a presión
	A356-M	6,8% Si; 0,153% Fe; 0,37% Mg; 0,0006% Mn; 0,14% Ti; 0,0004% Sr	Molde metálico
	A356-RC	6,7% Si; 0,15% Fe; 0,37% Mg; 0,15% Ti	Rheocasting
	Al-14Si	14% Si; 0,5% Fe; 0,10% Mn	Molde de arena
Al-Mg	5086-ST	4,1% Mg; 0,45% Mn; 0,1% Cr; 0,34% Fe; 0,24% Si; 0,03% Cu	Solubilización y temple
	5086-SE		Sobrenvejecimiento
Al-Cu	2024	4,54% Cu; 1,51% Mg; 0,63% Mn; 0,17% Fe; 0,08% Zn; 0,06% Si; 0,03% Ti; 0,01% Cr	Forja
Al-Zn-Mg-Cu	7075	5,6% Zn; 2,5% Mg; 1,6% Cu; 0,2% Fe; 0,2% Si; 0,05% Ti; 0,02% Mn; 0,2% Cr	Forja

Ataque: 0,5 mL HF + 1,5 mL HCl + 2,5 mL HNO₃ + 95 mL H₂O durante 15-30 s.

Fuente: elaboración propia.

Informe

El informe final deberá incluir los siguientes apartados. El porcentaje indica el peso en la calificación de la práctica (la calidad del informe tiene un peso de 10%).

Introducción (10%), Objetivos (5%) y Parte experimental (5%)

- Descripción breve de fundamentos teóricos, objetivos y metodología de la práctica.

Resultados y discusión (45%)

- Micrografías a distintos aumentos donde se señalen los distintos microconstituyentes. Descripción y justificación de cada microestructura ayudándose de los diagramas de equilibrio correspondientes (Figura 34).

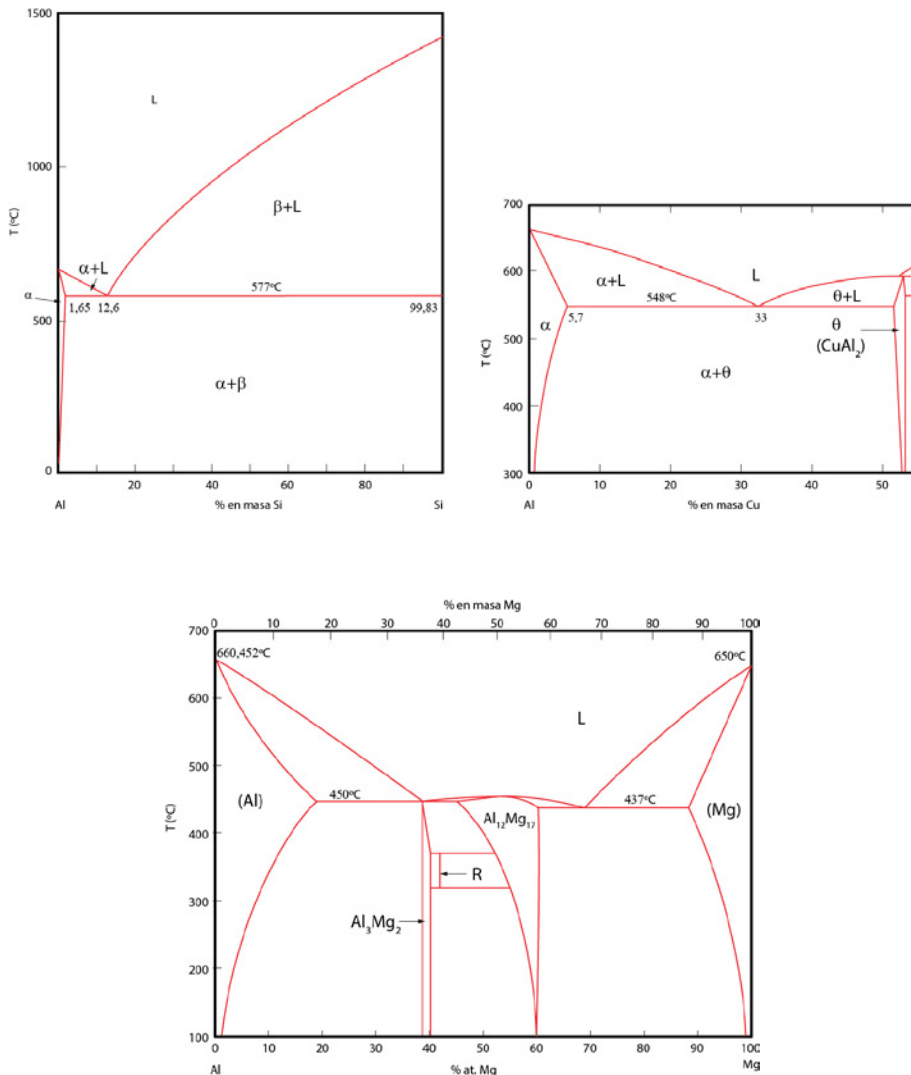


Figura 34. Diagramas Al-Si, Al-Cu y Al-Mg (Arrabal 2017).

Conclusiones/Bibliografía (10%)

Cuestiones (15%)

1. Incluya y describa una micrografía de la aleación AlSi10Mg obtenida por manufactura aditiva.

Práctica 6. Caracterización de aleaciones base Cu

Introducción

El cobre y sus aleaciones destacan por su excelente conductividad eléctrica y térmica, facilidad de fabricación, resistencia mecánica razonable, ductilidad, soldabilidad y elevada resistencia a la corrosión y al bioensuciamiento. Por tanto, son capaces de satisfacer un gran número de necesidades a nivel tecnológico. Adicionalmente, por su buena apariencia, se utilizan frecuentemente con fines decorativos y arquitectónicos. Existen más de 400 tipos materiales base cobre e históricamente han ido surgiendo numerosos términos, lo que ha dado lugar a cierta confusión en su clasificación. En la Tabla 14 se muestra uno de los sistemas de clasificación y designación más conocidos.

Tabla 14. Clasificación y designación de materiales base cobre según UNS

UNS	Familia	Aleantes
Forja		
C10100-C15999	Cobres	-
C16000-C19999	Aleaciones con alto contenido en Cu	-
C20000-C49999	Latones	Zn
C50000-C69999	Bronces	Sn
C70000-C73499	Cuproníqueles	Ni
C73500-C79999	Plata alemana	Ni+otros
Moldeo		
C80000-C81399	Cobres	-
C81400-C83299	Aleaciones con alto contenido en Cu	-
C83300-C89999	Latones	Zn
C90000-C95999	Bronces	Sn
C96000-C96999	Cuproníqueles	Ni
C97000-C97999	Plata alemana	Ni+otros
C98000-C98999	Cobres al plomo	Pb

Fuente: elaboración propia.

Cobres

El cobre puro es el metal comercial que presenta la mayor conductividad eléctrica y térmica, lo que justifica su elevada importancia como material ingenieril. En función de su contenido en oxígeno, fósforo e impurezas se distinguen múltiples tipos de cobre puro. El cobre C11000 (99,90%Cu) o Cu ETP (Electrolytic tough pitch) es el más común en aplicaciones eléctricas. Debido a su composición, suelen presentar microestructuras monofásicas con las típicas maclas procedentes del proceso de deformación y recocido.

Latones

Aleaciones Cu-Zn con un contenido en Zn que no suele superar el 40% en masa. Presentan excelente conductividad térmica, siendo muy común su uso en intercambiadores de calor. En base al diagrama de fases Cu-Zn (Figura 35), los latones se clasifican en dos grupos de importancia tecnológica: latones α y latones $\alpha + \beta$.

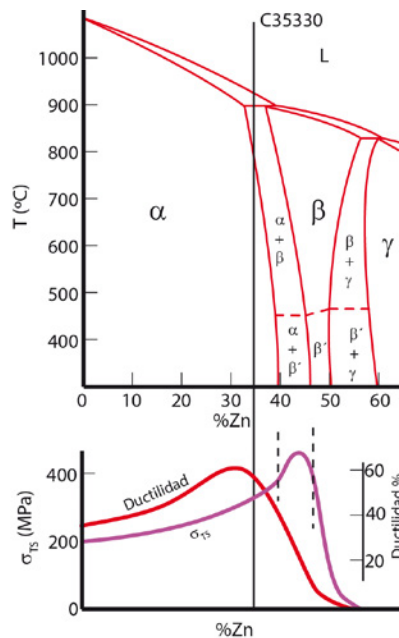


Figura 35. Diagrama Cu-Zn y evolución de la resistencia a tracción y ductilidad en función del contenido en Zn.

Fuente: adaptado de Austral Wright Metals - AZoM 2008.

Latones α (0-39%Zn)

La elevada ductilidad de este tipo de latones se asocia a la estructura FCC del Cu- α . La mejor combinación de resistencia y ductilidad se consigue para un 30%Zn, siendo un sistema muy común en procesos de embutición. Esto explica que este sistema también se conozca como *latón de cartuchería*. La microestructura de estos latones es eminentemente monofásica.

Latones $\alpha+\beta$ (39-46,6%Zn)

Cuando el contenido en Zn es próximo al 40%, los latones adquieren una estructura dúplex con presencia de las fases α y β . El *metal Muntz* (C28000) es quizás el ejemplo más representativo. La presencia de fase β , con estructura cúbica centrada en el cuerpo, disminuye la ductilidad. Esto justifica que, para estos latones, se prefiera el conformado en caliente. Asimismo, la presencia de fase β abre la posibilidad de llevar a cabo tratamientos térmicos, lo que permite un rango más amplio de propiedades.

En los latones, a parte del Zn, otros aleantes como Sn, Al, Si, Mn, Ni y Pb pueden estar también presentes (<4%), lo que da lugar a los denominados *latones aleados*. Los latones al Pb (2-3%Pb) presentan microestructuras con inclusiones de Pb prácticamente puro, debido a su baja solubilidad en Cu. Los latones al Sn destacan por su excelente resistencia a la corrosión en agua de mar (ej. *latón de almirantazgo*/C44300/71Cu28Zn1Sn y *latón naval*/C46400/60Cu39.25Zn0.75Sn), aunque se han ido reemplazando por *latones al Al*. En ambos casos y en otros latones (al Mn, al Ni, etc.) no se observan cambios significativos a nivel estructural, puesto que los aleantes están en solución sólida.

Bronces

Las aleaciones Cu-Sn (2-25%Sn) se conocen tradicionalmente como bronce o bronce al Sn. Destacan por su elevada resistencia mecánica y buen comportamiento a desgaste y corrosión. El P se suele utilizar como desoxidante durante la operación de moldeo, quedando algo de P residual ($\sim 0,1\%$ P). Por este motivo, a veces también se denominan *bronces fosforosos*. En función del nivel de P, a veces es posible observar el compuesto intermetálico Cu_3P , el cual aporta dureza y resistencia.

En el caso de broncees que contienen Zn y Pb y más de 90%Cu se utiliza el término de *broncees rojos*, muy comunes en rodamientos. Su principal característica a nivel microestructural es la presencia de inclusiones de Pb.

La solubilidad del Sn en Cu es relativamente baja. A pesar de ello, los broncees de forja suelen presentar una estructura monofásica, debido a la lentitud de las transformaciones que predice el diagrama Cu-Sn (Figura 36). En el caso de broncees de moldeo es común observar fases α y δ debido a una marcada segregación del Sn.

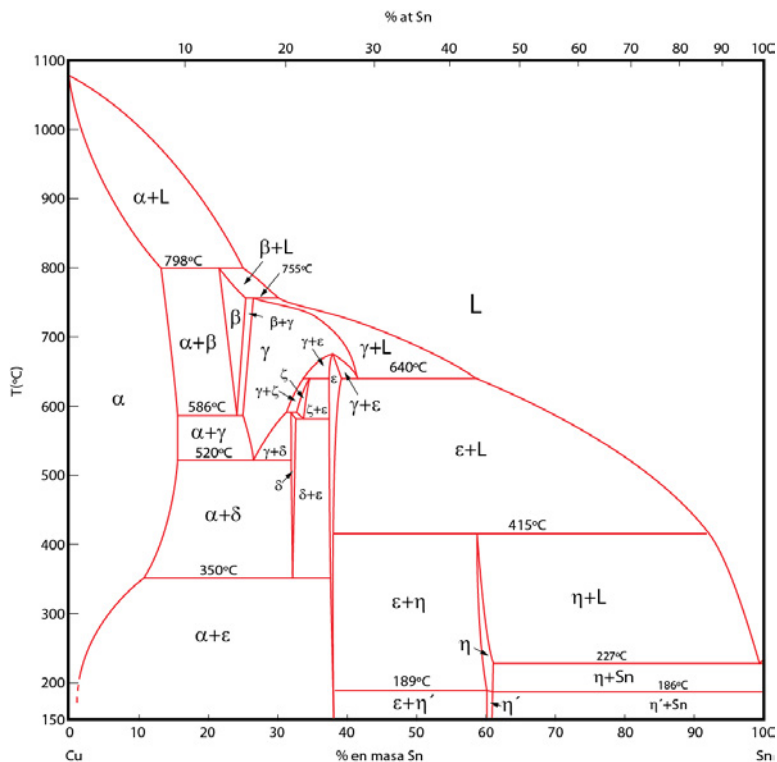


Figura 36. Diagrama Cu-Sn (Arrabal 2017).

Bronces de Al o cuproaluminios

Estas aleaciones presentan una atractiva combinación de propiedades mecánicas y comportamiento a corrosión (forman una fina capa de Al_2O_3 en su superficie). Su contenido en Al oscila entre un 5 y 11%, siendo monofásicas cuando

$<8\% \text{Al}$. Para contenidos superiores, se forman las fases β y γ_2 (Figura 37). En condiciones de enfriamiento rápido o temple, β transforma a β' (martensita) por transformación adifusional.

A nivel industrial se prefieren estructuras de tipo martensítico sin formación de γ_2 , debido a que esta última aporta excesiva fragilidad y reduce la resistencia a la corrosión. La incorporación de aleantes como Fe y Ni, típicamente en cantidades combinadas inferiores al 5%, inhibe la formación de γ_2 , formando fase κ en su lugar. Esta fase κ , rica en Al, Fe y Ni, mejora las propiedades mecánicas y no afecta significativamente al comportamiento a corrosión.

Otras aleaciones base cobre relevantes a nivel comercial incluyen los sistemas Cu-Si, Cu-Be, Cu-Ni, Cu-Te y Cu-Ni-Zn (plata alemana). La mayoría de ellas presentan microestructuras monofásicas y ocasionalmente inclusiones ricas en el aleante correspondiente. Destacan las aleaciones Cu-Be, por ser las aleaciones de cobre más resistentes y por su capacidad para endurecer por precipitación.

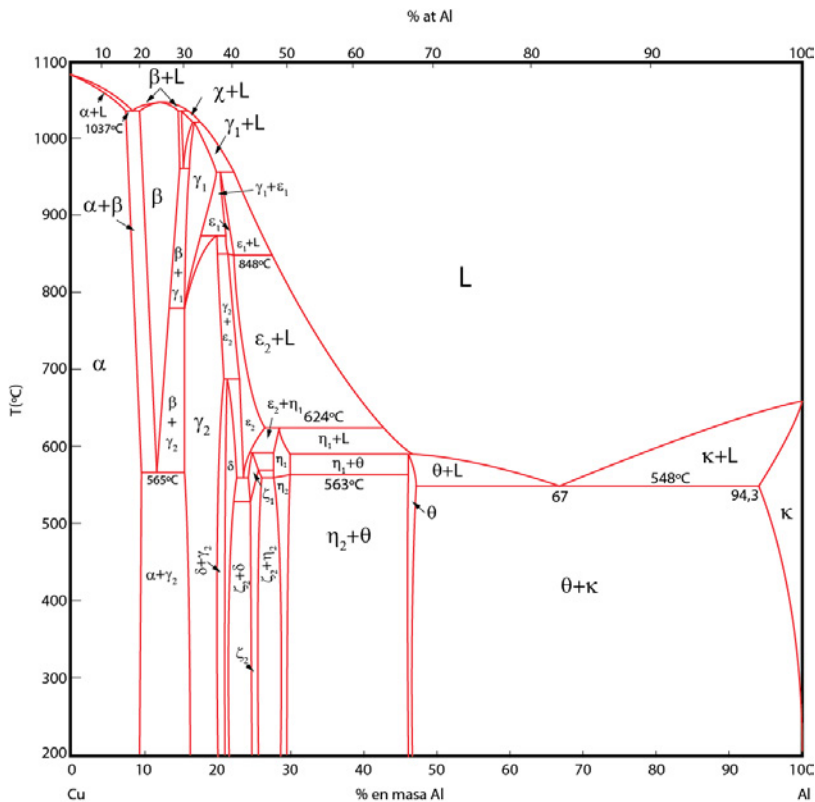


Figura 37. Diagrama Cu-Al (Arrabal 2017).

Objetivos

Caracterizar distintas microestructuras de aleaciones base cobre.

Parte experimental

Se prepararán distintas probetas de aleaciones base cobre (latones y bronce) obtenidas por forja y moldeo, estudiando su microestructura con un microscopio óptico de reflexión (microscopio metalográfico) y evaluando su procesamiento para conseguir tales microestructuras (Tabla 15). En aquellas probetas que se considere necesario, también se adquirirán micrografías antes del ataque metalográfico.

Tabla 15. Colección probetas de cobres y aleaciones de cobre

Aleación	Composición	Tratamiento
C-3	99,2%Cu; 0,3-0,5%As; 0,1% <O	Moldeo
C-4	<0,08%P	Moldeo en coquilla
C-6	99,5% Cu; 0,5% Te	Extrusión
D-6	90% Cu; 10% Sn; 0,79% Fe; 0,43% Mg; 0,09% Ti	Moldeo en coquilla
B-11	60% Cu; 40% Zn; 0,5%max Pb	Extrusión + trefilado
V-1	80% Cu; 20% Zn	Extrusión + trefilado en frío hasta condición semiduro
E-1	98,2% Cu; 11,8% Al	Moldeo en coquilla
E-5	89,9% Cu; 10% Al; 0,15%max Pb	Extrusión + temple

Ataque: solución alcohólica FeCl_3 durante 30-60 s.

Fuente: elaboración propia.

Informe

El informe final deberá incluir los siguientes apartados. El porcentaje indica el peso en la calificación de la práctica (la calidad del informe tiene un peso de 10%).

Introducción (10%), Objetivos (5%) y Parte experimental (5%)

- Descripción breve de fundamentos teóricos, objetivos y metodología de la práctica.

Resultados y discusión (45%)

- Micrografías a distintos aumentos donde se señalen los distintos microconstituyentes. Descripción y justificación de cada microestructura ayudándose de los diagramas de equilibrio correspondientes (Figura 35, Figura 36, Figura 37, Figura 38, Figura 39).

Conclusiones/Bibliografía (10%)**Cuestiones (15%)**

1. Incluya la micrografía de un bronce de aluminio y níquel (NAB) y señale sus microconstituyentes. Cite la fuente consultada.

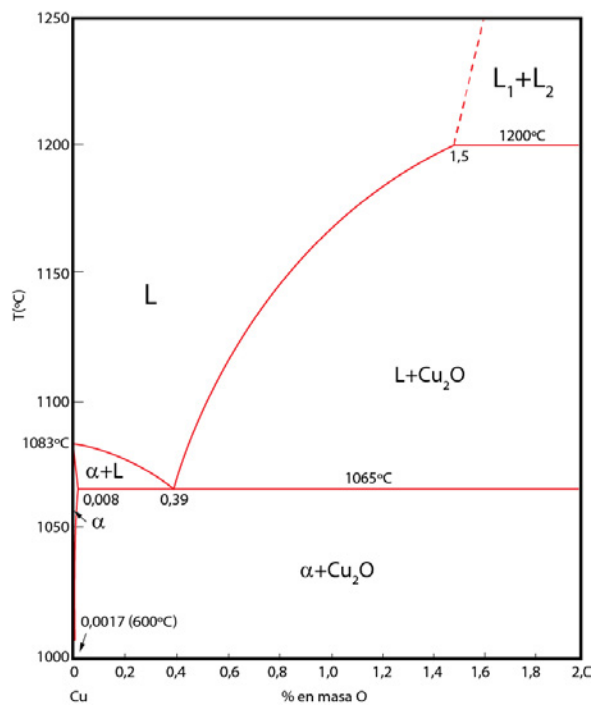
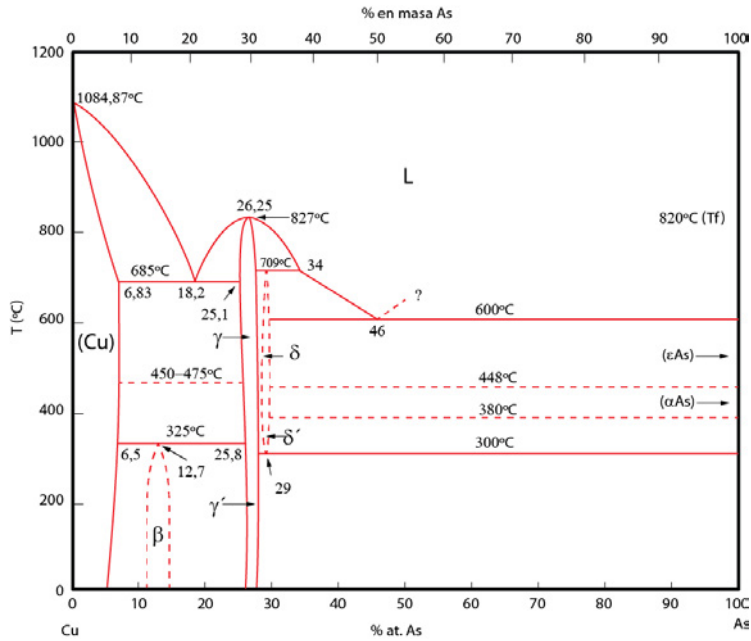


Figura 38. Diagramas Cu-As y Cu-O (Arrabal 2017).

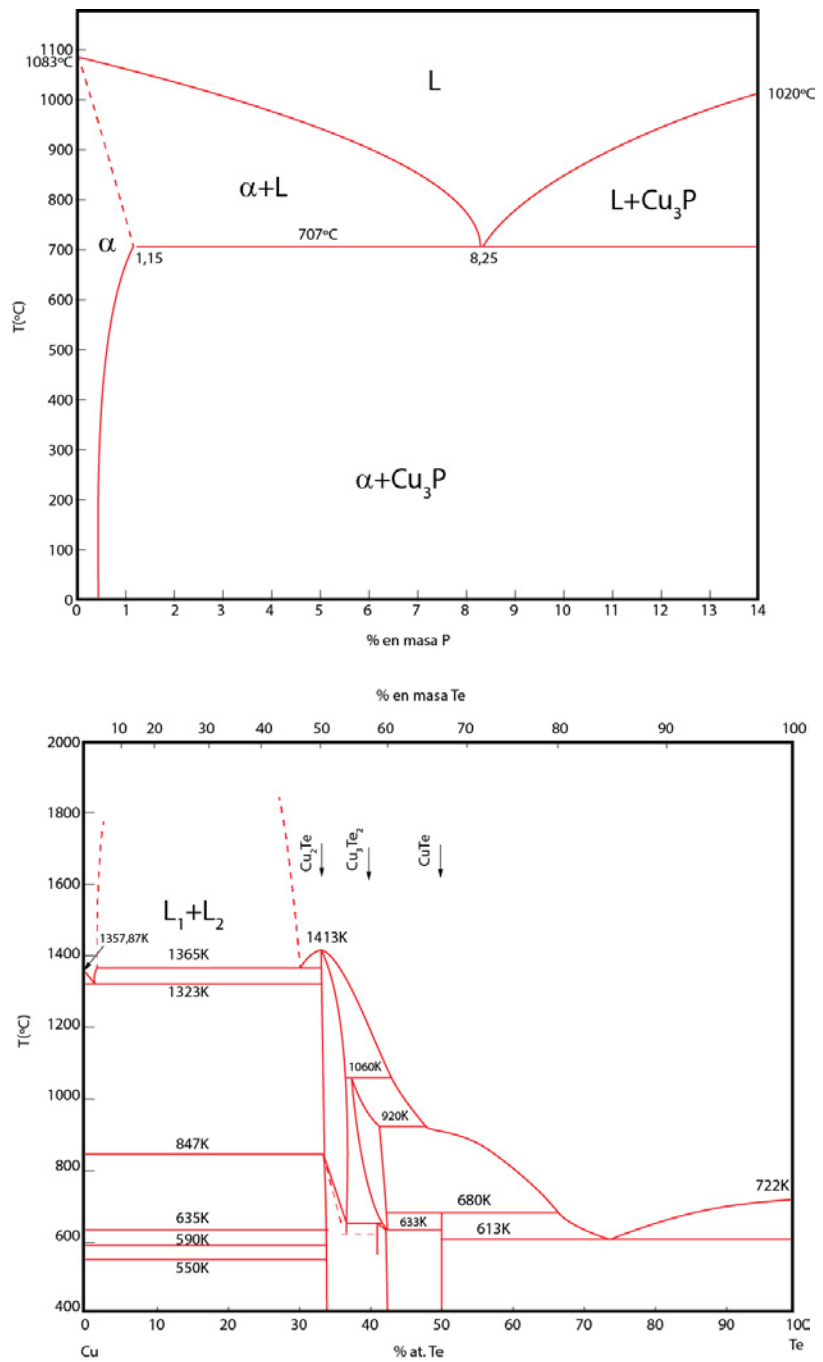


Figura 39. Diagramas Cu-P y Cu-Te (Arrabal 2017).

Práctica 7. Caracterización de aleaciones base Mg y base Ti

Introducción

Aleaciones de Ti

Las aleaciones de Ti presentan baja densidad ($4,42\text{--}4,76\text{ g cm}^{-3}$, ~45% inferior a los aceros), alta resistencia específica y excepcionalmente alta resistencia frente a la corrosión en la mayoría de los medios acuosos neutros y ácidos. Además, son aptas para aplicaciones hasta una temperatura máxima de servicio de $600\text{ }^{\circ}\text{C}$. Estas propiedades justifican su importancia tecnológica como materiales estructurales en industrias altamente exigentes como la aeronáutica.

El Ti puro existe en dos formas alotrópicas: fase α , hexagonal compacta ($<882\text{ }^{\circ}\text{C}$), y fase β , cúbica centrada en el cuerpo ($>882\text{ }^{\circ}\text{C}$). Los elementos aleantes en aleaciones de Ti se clasifican en α -estabilizadores (Al, O, N, C), β -isomorfos (V, Mo, Nb, Ta), β -eutectoides (Fe, Mn, Cr, Ni, Cu, Si, H) y neutros (Zr, Sn) en función de su efecto sobre los rangos de estabilidad de las fases α y β .

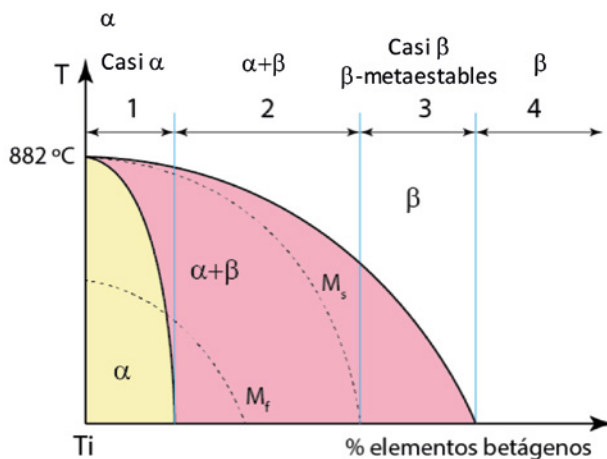


Figura 40. Clasificación de aleaciones de Ti en función del contenido de elementos β -estabilizadores. Fuente: elaboración propia.

Aunque las aleaciones de Ti más importantes contienen múltiples elementos, es posible utilizar el diagrama esquemático de la Figura 40 para clasificarlas en cinco grupos: α , casi α , $\alpha+\beta$, casi β y β . Adicionalmente a estas fases, las aleaciones de Ti también pueden presentar fases martensíticas (α' , α'' o α''') y otras metaestables (ω , β_1 , etc.); todas ellas proceden de la transformación de la fase β , o bien durante el temple o bien en tratamientos térmicos posteriores, aunque solo para temperaturas comprendidas entre los 100 y 500 °C, puesto que a temperaturas más elevadas la fase β transforma directamente a fase α .

La Figura 41 muestra ejemplos de las microestructuras más comunes en aleaciones de Ti. Las microestructuras bifásicas son representativas de las que puede presentar la aleación Ti-6Al-4V. Se trata de la aleación $\alpha+\beta$ más común y ocupa un 56% del mercado total del Ti, debido a un equilibrio excepcional entre resistencia mecánica, ductilidad, resistencia a fatiga y tenacidad de fractura y que se mantiene hasta 300 °C.

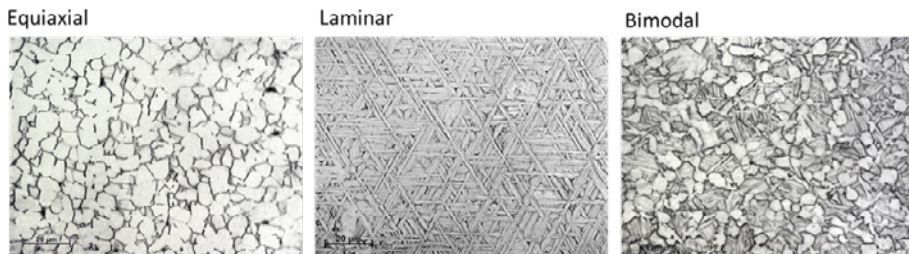


Figura 41. Ejemplos de microestructuras comunes en aleaciones de Ti.
Fuente: elaboración propia.

Las secuencias de tratamiento térmico utilizadas para obtener las microestructuras equiaxial o globular, laminar y dúplex o bimodal se esquematizan en la Figura 42. La temperatura alcanzada en la etapa III, por encima o debajo de β_{transus} , y la velocidad de enfriamiento son los factores más determinantes en la microestructura final.

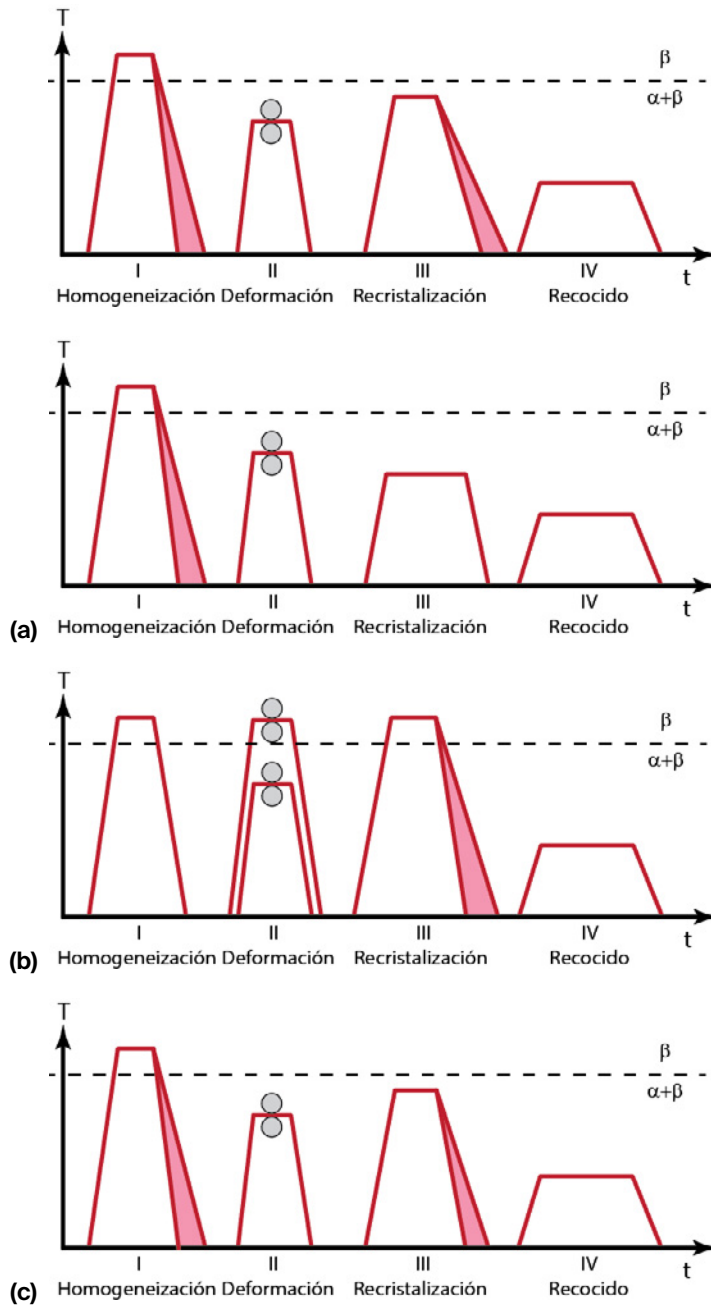


Figura 42. Secuencias de tratamiento necesarias para la obtención de las estructuras (a) equiaxial o globular, (b) laminar y (c) dúplex o bimodal (Arrabal 2017).

Aleaciones de Mg

La necesidad de aligerar vehículos en la industria del transporte, con objeto de reducir el consumo de combustible y la emisión de gases contaminantes, ha renovado el interés por las aleaciones de Mg, puesto que presentan muy baja densidad ($2/3$ Al y $1/4$ Fe), extraordinaria resistencia específica, capacidad de absorción de vibraciones y facilidad de moldeo y mecanizado.

El sistema de designación más utilizado para aleaciones de Mg es el establecido por la American Society for Testing and Materials, el cual consiste en un código de cuatro dígitos; dos letras que identifican los aleantes mayoritarios (A: aluminio, E: tierras raras, H: torio, K: circonio, L: litio, M: manganeso, Q: plata, S: silicio, Z: zinc) seguidas de dos números que especifican sus porcentajes correspondientes. En ciertas ocasiones, se añade una letra final para indicar la versión de la aleación. Así, por ejemplo, la aleación AZ91D es la cuarta versión de esta aleación, que contiene 9% Al y 1%Zn.

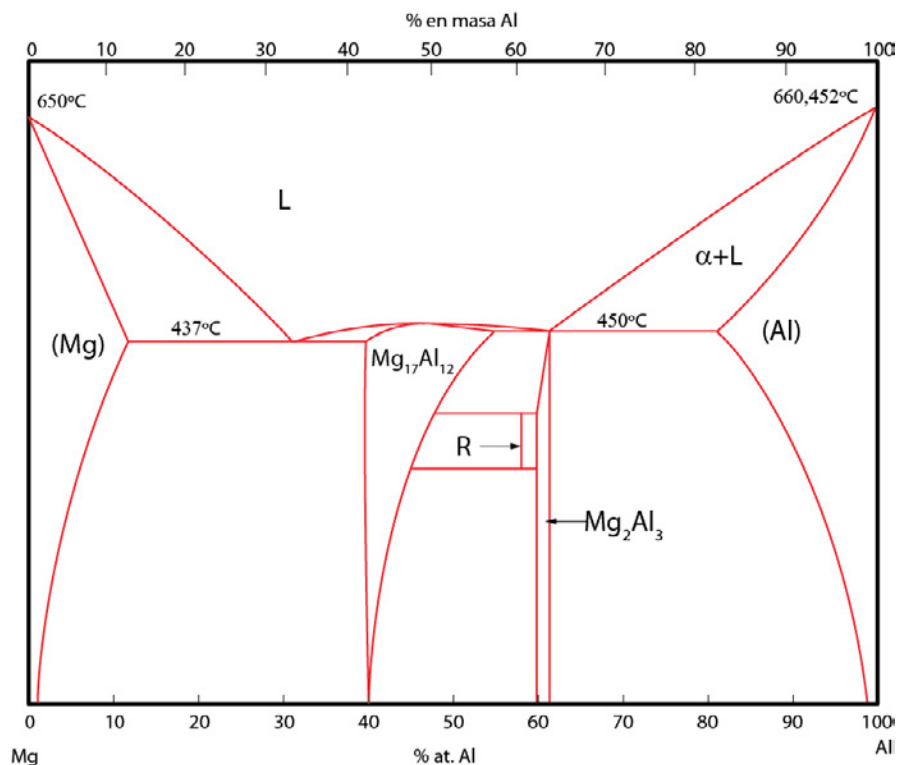


Figura 43. Diagrama de fases Mg-Al (Arrabal 2017).

Las aleaciones Mg-Al son las que históricamente han tenido un mayor interés. Esto se debe a que la adición de Al no incrementa en exceso la densidad, facilita las operaciones de moldeo y permite además obtener una combinación óptima de resistencia mecánica, dureza y comportamiento frente a la corrosión. Cuando el contenido en Al es inferior al 2%, la microestructura de las aleaciones Mg-Al es predominantemente monofásica, mientras que la fase $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ precipita para porcentajes superiores (Figura 43).

La fase $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ puede presentar múltiples morfologías en función de la composición de la aleación, velocidad de enfriamiento durante la solidificación y temperatura empleada en tratamientos térmicos posteriores a la solubilización y temple.

a) Precipitación discontinua de fase $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$

Para velocidades de enfriamiento lentas y en aleaciones con bajo contenido en Al (por debajo del máximo de solubilidad en $\alpha\text{-Mg}$) se cumple el diagrama de equilibrio, produciéndose lo que se conoce como *precipitación discontinua* de la fase $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. Este término hace referencia a las celdas de agregado laminar $\alpha\text{-Mg} + \beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ que nuclean y crecen a partir de los límites de grano (Figura 44a). En esta transformación celular en estado sólido, el límite de grano de la fase $\alpha\text{-Mg}$ se desplaza a la vez que avanzan las láminas del precipitado $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, de forma que la fase $\alpha\text{-Mg}$ se empobrece continuamente en Al, formando un límite de grano continuo hasta que finaliza la precipitación. Este mecanismo difiere notablemente de otros más comunes donde se forman fases alotriomórficas y placas tipo Widmanstätten.

b) Precipitación continua de fase $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$

Al igual que la precipitación discontinua, se trata de una transformación en estado sólido. La principal diferencia es que, en la *precipitación continua*, la fase $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ nuclea y crece en el interior de los granos de $\alpha\text{-Mg}$ en forma de placas o listones, aunque también se forma en límites de grano (Figura 44b). Este fenómeno no ocurre durante la solidificación, sino que se da en tratamientos térmicos de envejecimiento, particularmente cuando la temperatura está próxima a la línea de solvus. Los motivos parecen estar relacionados con un mayor número de vacantes, como consecuencia del temple previo, y la elevada velocidad de

difusión, ya que permite el crecimiento de los precipitados. A temperaturas de envejecimiento más bajas predomina la precipitación discontinua.

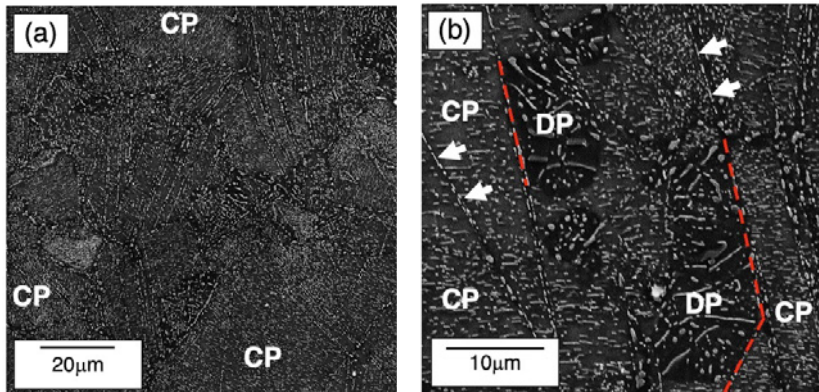


Figura 44. (a) Vista general y (b) detalles con zonas de precipitación continua (CP) y discontinua (DP) (Robson 2022).

c) Agregado eutéctico

Las aleaciones Mg-Al comerciales (3-9% Al) presentan un amplio intervalo de solidificación y son, por tanto, susceptibles de presentar defectos tales como segregación, porosidad y agrietamiento en caliente. En el caso de la segregación, el resultado más evidente es la formación de agregado eutéctico para contenidos de Al claramente inferiores al máximo de solubilidad (13% Al) y una distribución poco homogénea del Al presente en la fase primaria α -Mg.

El eutéctico α -Mg + β -Mg₁₇Al₁₂ puede mostrar una gran variedad de morfologías: totalmente divorciado, parcialmente divorciado, globular/fibroso y laminar (Figura 45). En ocasiones, dos o incluso tres de estas morfologías se observan simultáneamente en la misma pieza. Los dos factores más determinantes sobre el tipo de morfología predominante del eutéctico son los siguientes:

- Contenidos en Al y Zn: a medida que aumenta la concentración de Al se sigue la secuencia anteriormente mencionada, desde completamente divorciado a laminar cuando se alcanza la composición eutéctica (33% Al), mientras que un 1-2%Zn desplaza esta secuencia hacia la izquierda (ej. de parcialmente a completamente divorciado). La mayoría de

aleaciones Mg-Al contienen menos del 9% de Al, por lo que las morfologías de tipo divorciado son las que predominan.

- Velocidad de enfriamiento: se favorecen las morfologías divorciadas cuando se incrementa la velocidad de enfriamiento.

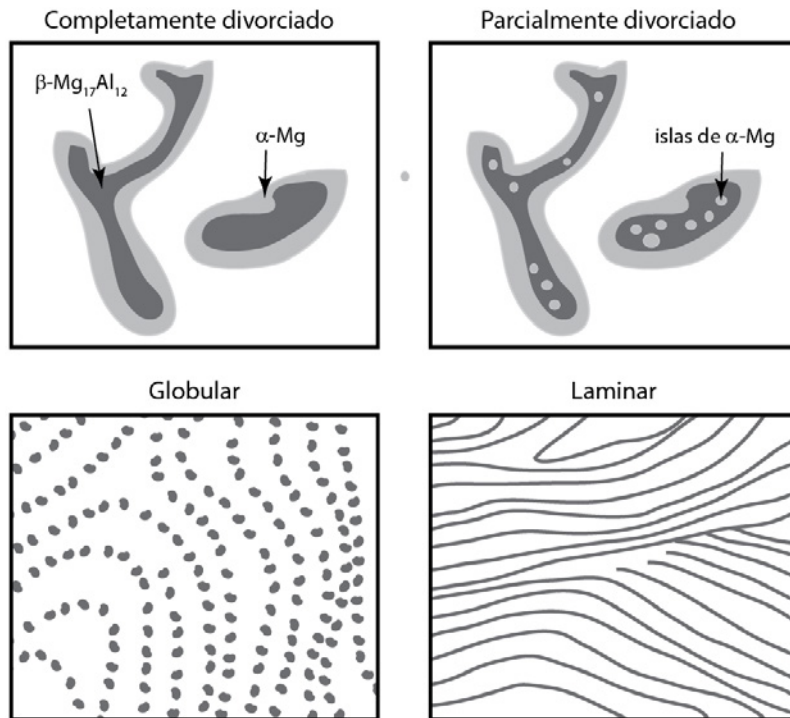


Figura 45. Morfologías posibles del eutéctico $\alpha\text{-Mg} + \beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$.
Fuente: elaboración propia.

Otros elementos presentes en aleaciones Mg-Al son minoritarios y tienen poca influencia sobre la microestructura final, a excepción del Mn, el cual forma inclusiones Al-Mn con formas poligonales y que ejercen un efecto secuestrante sobre el Fe, mejorando el comportamiento a corrosión de estas aleaciones.

Objetivos

Caracterizar distintas microestructuras de aleaciones de Ti y Mg.

Parte experimental

Se prepararán distintas probetas de muestras de Ti y Mg, estudiando su microestructura con un microscopio óptico de reflexión (microscopio metalográfico) y evaluando su procesamiento para conseguir tales microestructuras (Tabla 16).

En aquellas probetas que se considere necesario, también se adquirirán micrografías antes del ataque metalográfico.

Tabla 16. Colección de probetas de aleaciones de Ti y Mg

Aleación	Composición	Tratamiento
Ti6Al4V-R	Al 6,3%; V 4,0%	Recristalizado
Ti6Al4V-G	Al 6,3%; V 4,0%	Recocido y enfriamiento en horno
Ti6Al4V-F	Al 6,3%; V 4,0%	Recocido y enfriamiento al aire
Ti6Al4V-D	Al 6,3%; V 4,0%	Recocido y enfriamiento al aire
AZ80	Al 8,2%; Zn 0,46%	Recristalizado
AZ91	Al 9%; Zn 1%	Moldeo

Ataque: aleaciones de Ti: 0,5 mL HF + 1,5 mL HCl + 2,5 mL HNO₃ + 95 mL H₂O durante 30-120 s.

Aleaciones de Mg: 1-3% nital durante 1-3 s.

Fuente: elaboración propia.

Informe

El informe final deberá incluir los siguientes apartados. El porcentaje indica el peso en la calificación de la práctica (la calidad del informe tiene un peso de 10%).

Introducción (10%), Objetivos (5%) y Parte experimental (5%)

- Descripción breve de fundamentos teóricos, objetivos y metodología de la práctica.

Resultados y discusión (45%)

- Micrografías a distintos aumentos donde se señalen los distintos microconstituyentes. Descripción y justificación de cada microestructura ayudándose de los diagramas de equilibrio correspondientes.

Conclusiones/Bibliografía (10%)

Cuestiones (15%)

1. Describa la microestructura de una aleación de Ti β -metaestable que haya sido envejecida. Cite correctamente la fuente consultada.