

5.7 EVOLUCIÓN DE LA DUREZA DE LA FASE α PROEUTÉCTICA

Se han realizado ensayos de dureza universal con un ultramicroindentador (Apartado 4.3.6.) con objeto de relacionar las diferencias de dureza en los glóbulos de fase α y en las distintas zonas del lingote con la heterogénea distribución del magnesio (Figs. 5.77 y 5.78).

Ensayos análogos se han realizado para detectar variaciones de dureza universal de la fase α , en componentes de NRC [Wabu00].

Los resultados de la Tabla 5.11 muestran que la dureza HU es mayor en la superficie de los glóbulos α en todas las zonas del lingote de Rheocasting antes y después del recalentamiento. Al recalentar el lingote, la dureza aumenta en todos los casos, manteniéndose las diferencias entre centro y periferia del glóbulo.

En las Figs. 5.75 y 5.76 (Tablas 1.19, 1.20 y 1.21 del Anexo) se muestran los resultados de los ensayos de dureza HV, realizados con un microdurómetro, de la fase α del lingote de Rheocasting con tratamientos isotérmicos. La dureza máxima de la fase α se incrementa con el tiempo de tratamiento. En los ensayos realizado a 450 y 500 °C no se observan variaciones de dureza al cabo de 6 horas; sin embargo a 550 °C el valor máximo se obtiene a las 24 horas.

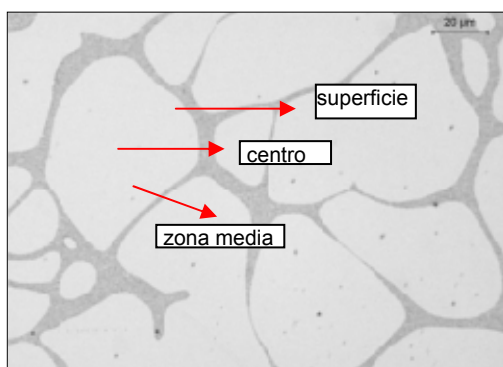


Figura 5.77. Microestructura del lingote de Rheocasting, mostrando zonas de ensayo de ultramicrodureza en una dendrita α .



Figura 5.78. Microestructura del lingote de Rheocasting recalentado, mostrando zonas de ensayo de ultramicrodureza en una dendrita α .

Lingote de Rheocasting

Tabla 5.11. Dureza HU de la fase α proeutéctica en el lingote de Rheocasting y en el lingote recalentado.

A357	Zona del grano α	HUcorr./ MPa	Hplast./ MPa	We %	Wr %	$E/(1-\nu^2)$ /GPa
Lingote núcleo	Centro	579	632	6,58	93,4	69
	Zona media	569	617	6,23	93,8	73
	Superficie	671	738	7,44	92,6	73
Lingote periferia	Centro	586	640	6,89	93,1	67
	Zona media	692	772	8,61	91,4	68,
	Superficie	734	818	8,79	91,2	72
Lingote recalent. núcleo	Centro	761	853	9,14	90,9	70
	Zona media	755	845	8,72	91,3	71
	Superficie	803	904	9,25	90,7	73
	Zona próxima al eutéctico ocluido	742	830	9,32	90,7	68
Lingote recalent. zona intermedia	Centro	696	773	8,45	91,5	90
	Zona media	697	774	8,50	91,5	70
	Superficie	775	828	8,61	91,4	72
	Zona próxima al eutéctico ocluido	762	849	8,91	91,1	73
Lingote recalent. periferia	Centro	772	873	9,96	90,0	65
	Zona media	747	837	9,11	90,9	69
	Superficie	883	1012	10,9	89,0	69
	Zona próxima al eutéctico ocluido	795	865	8,33	90,7	69

5.8 ANÁLISIS DE RESULTADOS

5.8.1 Características del lingote de Rheocasting

El lingote de Rheocasting no es homogéneo y se distinguen cuatro zonas claramente diferenciadas: *núcleo*, donde se encuentran los mayores tamaños de glóbulos α , aproximadamente 30 μm , y de cristales de silicio muy pequeños; *periferia*, con glóbulos α de menor tamaño, aproximadamente 25 μm , y cristales de silicio un poco mayores (del orden de 10^{-2} μm); *zona intermedia* de transición (ver Figs. 5.7 a 5.11); y superficie del lingote (*piel*) que presenta una estructura dendrítica y proporciona estabilidad al lingote impidiendo su deformación durante el recalentamiento al estado semisólido (ver Figs. 5.12 a 5.15).

La microestructura del lingote está formada por una matriz eutéctica muy fina en la que, mediante microscopía óptica, no se observan compuestos intermetálicos. Utilizando microscopía electrónica de barrido (SEM) se detectan en las zonas interdendríticas de la periferia compuestos intermetálicos de AlFeSi (Fig.5.16). Estos se describen en la literatura como el compuesto monoclinico β -AlFeSi [Met89] [Kra04].

Los resultados de los ensayos de dureza universal HU permiten deducir que en la fase α proeutéctica la dureza aumenta del centro a la superficie, ya que los elementos de aleación concentrados en el eutéctico difunden hacia el interior de la fase α . Esta difusión puede provocar un gradiente en la concentración de magnesio y, en consecuencia, un aumento de dureza en la superficie de la fase α globular (Tabla 5.11).

El hecho de que la fase α de la periferia del lingote tenga una mayor dureza HU que la del núcleo se justifica por la presencia de más cantidad de eutéctico en dicha zona (Tabla 5.11).

5.8.2 Efecto de los tratamientos isotérmicos

- **En la microestructura**

Los tratamientos térmicos del lingote de Rheocasting a temperaturas de 450, 500 y 550 °C, indican la siguiente evolución microestructural en función del tiempo: inicialmente se alternan granos de fase α grandes y pequeños; a continuación se homogeneiza el tamaño de los granos, tanto más rápidamente cuanto mayor es la temperatura, debido posiblemente al fenómeno de coalescencia y maduración de Oswald [Sma85][Zooq02]. Finalmente se forma una fase α continua (Figs. 5.32 y 5.38).

El tamaño del silicio aumenta rápidamente con la temperatura y, a las temperaturas experimentadas, es mayor en la periferia que en el núcleo, posiblemente porque en la periferia el microconstituyente eutéctico es más grande y más abundante. Cuando se prolonga el tiempo de tratamiento se obtienen grandes cristales de silicio distribuidos más o menos uniformemente en una matriz continua α (Figs. 5.45, 5.46 y 5.47). Al igual que en las aleaciones modificadas, no se detecta la etapa de fragmentación del silicio.

Con los tratamientos isotérmicos precipitan en la periferia compuestos intermetálicos de π -AlFeMgSi, que se detectan a 450 °C a los 30 minutos, y a 550 °C a los 10 minutos (Fig. 5.34). Estos compuestos se fragmentan y globulizan (Fig. 5.35), y a aumentar la temperatura y el tiempo de tratamiento dejan de detectarse, lo cual puede interpretarse como una evolución hacia el compuesto β -AlFeSi por disolución del magnesio. Este intermetálico se fragmenta y redondea en los procesos isotérmicos estudiados (Figs. 5.42 a 5.44). Las observaciones realizadas a 450 °C revelan que al cabo de 1 hora ya se produce fragmentación, en puntos donde existía algún tipo de adelgazamiento o zona activa. A las 6 horas las partículas se redondean ligeramente pero su tamaño se mantiene. Para tiempos mayores de tratamiento, y a todas las temperaturas, el tamaño y la forma de las partículas no evolucionan. Ello coincide con los estudios realizados recientemente en la aleación A356, a la temperatura de 545 °C [Wen03].

- **En la velocidad de crecimiento del silicio**

A temperaturas entre 450 y 550 °C el silicio crece de acuerdo la teoría de Oswald, tanto en el centro como en la periferia del lingote, y según la ley de potencia:

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

En estos casos se ha determinado que el exponente de ley de potencia es 5, y en consecuencia, el grano crece de acuerdo con la ecuación (Tabla 5.2):

$$D^5 - D_0^5 = Kt \quad (5.1)$$

Según algunos autores, exponentes mayores que 5 indican un mecanismo de coalescencia y menores que 5 un mecanismo de difusión. Este exponente es mayor cuando hay impurezas o partículas de tamaño muy pequeño [Mar02]. Por lo tanto el crecimiento del silicio se atribuye a un proceso de difusión a través de la matriz α . El radio medio del silicio se incrementa mediante la disolución de las partículas pequeñas, siguiendo el esquema planteado en la Fig. 3.2.

La energía de activación del proceso calculada con el exponente 5 es de 29 kJ/mol (Tabla 5.4), lo cual coincide con los resultados obtenidos por Brandes (32,75 kJ/mol) [Bran83].

El crecimiento y la esferoidización del silicio son rápidas: en 5 minutos, a 550 °C, adquiere un factor de forma constante de 0,7; el crecimiento no se detiene y las partículas mayores crecen a expensas de las pequeñas.

- **En las propiedades mecánicas**

En el lingote de Rheocasting la dureza Brinell es prácticamente la misma en todas las zonas (Tabla 5.8) y disminuye ligeramente con la temperatura y el tiempo de tratamiento térmico (Figs. 5.73 y 5.74). Esta disminución se justifica por la

desaparición del microconstituyente eutéctico, debido al crecimiento y esferoidización del silicio e incorporación de la fase α eutéctica a la matriz continua.

Sin embargo, la dureza HV en la fase α aumenta con los tratamientos a 500 y 550 °C. en todos los casos (Figs. 5.75 y 5.76, Tablas 1.20-1.21 del Anexo). A 450 °C la dureza HV disminuye, probablemente, porque a esta temperatura no se produce la completa solubilización del magnesio (Fig. 5.76, Tabla 1.19 del Anexo). Los resultados obtenidos a 550 °C indican que se produce una estabilización de la dureza en un periodo inferior a 1 hora (Fig. 5.76), lo cual coincide con Taylor [Tay00], que afirma que en la A357, a 540 °C, se la disolución completa del Mg_2Si produce a los 50 min.

En la bibliografía las propiedades mecánicas de esta aleación conformada en molde permanente y en estado F son 193 MPa de resistencia a la tracción, 103 MPa para el límite elástico y 6% de alargamiento, valores notablemente inferiores a los obtenidos en el lingote de Rheocasting, especialmente en el alargamiento, que alcanza el 16% (Tabla 5.7) [www5] [ASM94].

El análisis fractográfico indica que la fractura de las aleaciones A357 conformadas por Rheocasting es dúctil (Fig.5.68 y 5.71). Esta fractura se desarrolla a través de la matriz continua de eutéctico alrededor de los esferoides de α .

5.8.3 Efecto del recalentamiento del lingote al estado semisólido

- **En la formación de eutéctico ocluido y atrapado**

Durante el recalentamiento del lingote al estado semisólido, además de darse un rápido crecimiento de la fase α , se produce una precipitación de microconstituyente eutéctico muy fino en el interior de la fase α (Figs. 5.54 a 5.57).

La formación de este eutéctico se justifica por un subenfriamiento de líquido ocluido que experimenta una rápida nucleación homogénea. Este fenómeno se ve facilitado por la elevada conductividad térmica y la gran masa de aluminio α que rodea los

esferoides [For98] [For99]. Un esquema del mecanismo propuesto se presenta en la Fig. 5.79 y el diagrama de equilibrio puede verse en la Fig. 1.10.

Al alcanzar la temperatura eutéctica y debido a la fusión del eutéctico, la temperatura se estabiliza y la fase α alcanza porcentajes de silicio próximos al eutéctico (Fig. 5.79a). Al aumentar la temperatura, la fase α queda sobresaturada de silicio (Fig. 5.79b) y éste puede difundir a la superficie para incorporarse al líquido eutéctico o bien nuclear líquido eutéctico en el interior de la fase α (Fig. 5.79c). Al enfriarse bruscamente el lodo por debajo de la temperatura eutéctica, la gota líquida en el interior de la fase α sufre un subenfriamiento (Fig. 5.79d) y finalmente solidifica rápidamente en forma de eutéctico muy fino (Fig. 5.79e).

También se han observado estos eutécticos ocluidos en las aleaciones aluminio-cobre (Fig. 1.15), tal y como se ha descrito en el Apartado 1.3.1.2, en la página I-24.

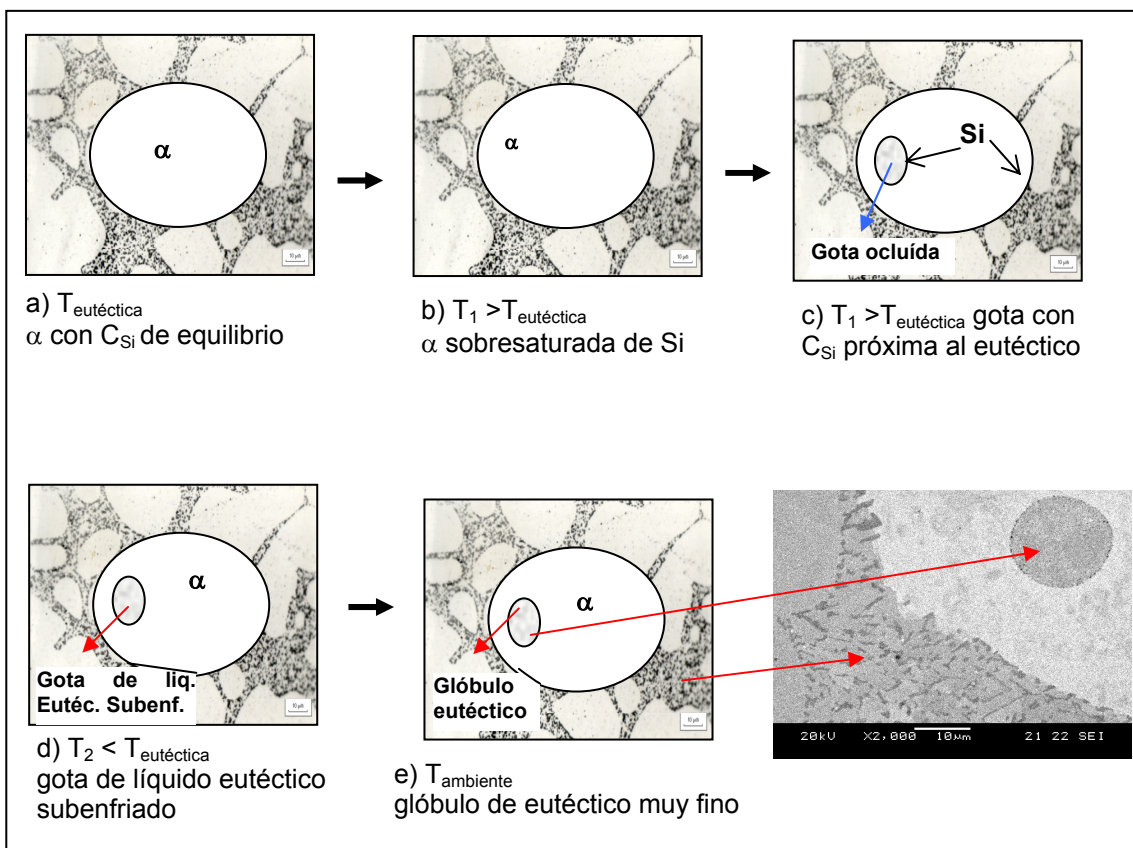


Figura 5.79. Esquema de la formación de esferoides de eutéctico ocluido: a) microestructura a la $T_{\text{eutéctica}}$, b) a T superior a la $T_{\text{eutéctica}}$ con α sobresaturada de Si, c) α evolucionando a condiciones de equilibrio, d) glóbulo eutéctico y e) microestructura final.

También hay otros esferoides de eutéctico atrapados con silicio de mayor tamaño, como el del eutéctico que rodea los granos de α . Este eutéctico procede del líquido atrapado durante la coalescencia de los granos α en el proceso de recalentamiento. La presencia de estos dos tipos de eutéctico ya ha sido comentada por otros autores pero no han justificado el motivo de estas diferencias estructurales [Mul96][Ide98][Plu98][Sue98]

En los trabajos de Ahrweiler, sobre solidificación direccional de la aleación A357, se describen esferoides de similares características que denominan eutéctico multifásico. [Ahr03].

▪ en la evolución de los microconstituyentes

Se ha observado que la proporción de esferoides ocluidos es mayor en la periferia del lingote recalentado (Tabla 5.5), posiblemente debido a que en esta zona los cristales de fase α son mayores y existe una mayor proporción de microconstituyente eutéctico.

El crecimiento de la fase α puede producirse por la coalescencia en las zonas de pequeños esferoides de α y/o por difusión, de acuerdo con la ley coalescencia y maduración de Oswald [Sma85][Zoq02]. El mayor tamaño de granos α se alcanza en la periferia del lingote (Figs. 5.62 a 5.64), donde la temperatura de recalentamiento debe ser mayor. Se observa que los granos α mantienen su aspecto globular pero han aumentado de tamaño respecto el lingote de Rheocasting, posiblemente por coalescencia [Sum98] (Fig. 5.18 y 5.62). Sin embargo, cuando los glóbulos son pequeños se aglomeran (Fig. 5.62), lo que coincide con las observaciones de otros autores [Fig00] [Zha03].

El mayor tamaño de silicio (Tabla 5.6) se produce en el núcleo del lingote recalentado (1,5 μm frente 0,8 μm de la periferia) contrariamente a lo que ocurría en lingote original, posiblemente por ser la zona de enfriamiento más lento después de recalentado.

Cuando el lingote se recalienta a 575 °C antes de inyectarlo el silicio y el magnesio difunden en la fase α para alcanzar la concentración de equilibrio. Cuando se emplea un horno de inducción, como en el presente caso, la concentración de magnesio y silicio en la fase α no es uniforme, porque el calentamiento es muy rápido y las concentraciones son mayores en la superficie próxima al eutéctico fundido. El posterior enfriamiento facilita la precipitación de la fase estable Mg_2Si o la fase metaestable hexagonal magnesio-silicio, en la superficie del glóbulo α (Fig.5.58 a 5.61). Algunos autores han detectado, en este tipo de aleaciones, cristales de Mg_2Si en la superficie de las dendritas de fase α , mediante TEM [Chau04].

▪ en la precipitación de compuestos intermetálicos

En el lingote recalentado se detectan compuestos intermetálicos que no aparecen en el lingote de Rheocasting: π -AlFeSiMg, Mg_2Si y cristales de estroncio, que se añade como elemento modificante (Figs. 5.59 a 5.61). También se detecta, al igual que en lingote de Rheocasting, el compuesto β -AlFeSi (Fig. 5.59). Estos compuestos intermetálicos se encuentran también en aleaciones de fundiciones convencionales, tal como indica la bibliografía consultada [Met89]. Estos intermetálicos también se han detectado en el eutéctico atrapado (Fig. 5.58). En las esferas de eutéctico ocluido (más fino) se detecta la presencia de 0,8% de hierro y 1,2 % de magnesio, en la misma proporción que en la fase α proeutéctica, lo cual es concordante con la bibliografía [Ahr03], pero no se han podido distinguir los compuestos intermetálicos.

Estudios sobre la microestructura de las aleaciones A356 y A357, en estado bruto de colada, indican la presencia de fase β - Al_5FeSi en forma de aguja y color gris claro y de fase π -AlMgFeSi, posiblemente $Al_8Mg_3FeSi_6$, que aparece bajo la morfología de "escritura china" y de bloque ("blocky") [Tay00] [Wen03]. Ambas formas de fase π de este intermetálico pueden crecer directamente sobre las laminillas de β [Wen03]. Estas dos fases, β -AlFeSi y π -AlMgFeSi se han detectado en las regiones interdendríticas/intergranulares. En estas mismas zonas se ha detectado el compuesto Mg_2Si (Fig. 5.59).

Otros autores han detectado mediante TEM otros intermetálicos de hierro, en forma de aguja y de fórmula estequiométrica de $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$ [Cab01] [Cab02], y en forma de escritura china y fórmula $\alpha_v\text{-AlFeSi}$ y $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$.

- **en las propiedades mecánicas**

En las tres zonas del lingote recalentado estudiadas, los valores de dureza HB son mayores que en el lingote de Rheocasting (Tablas 5.8 y 5.10), con un incremento aproximado en todos los casos de 20 unidades de dureza Brinell. Esto es debido a que a esta temperatura, 7 minutos a 570 °C, se produce una mayor solubilización del magnesio. Ello facilita el endurecimiento por envejecimiento del lingote recalentado.

En los glóbulos de fase α del lingote recalentado, los valores de dureza son más homogéneos que en el lingote de Rheocasting debido a que el recalentamiento tiende a homogeneizar la concentración de magnesio (Tabla 5.11).

Los valores más bajos de resistencia a la tracción, alargamiento y límite elástico se obtienen en el lingote recalentado (Tabla 5.9). Esto se justifica por el aumento de tamaño del silicio eutéctico y de los glóbulos de fase α , y también por la presencia de microrrechupes en algunas zonas de fractura (Fig. 5.72). La fractura es dúctil, con zonas de gran microductilidad (Fig. 5.70 y 5.71).