

Figura 6.54. Micrografía SEM A357 T6 donde se aprecia una grieta siguiendo al silicio.

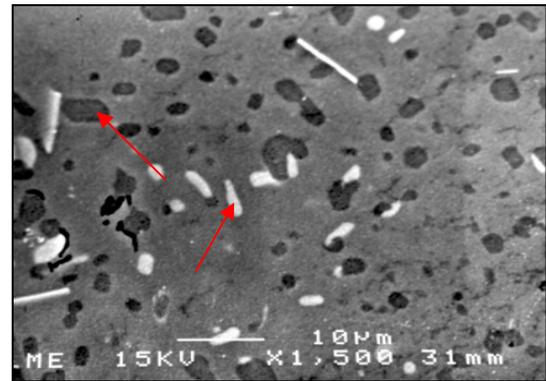


Figura 6.55. Microestructura A357 T6 donde se detecta β -AlFeSi evolucionado (claro) y silicio (oscuro).

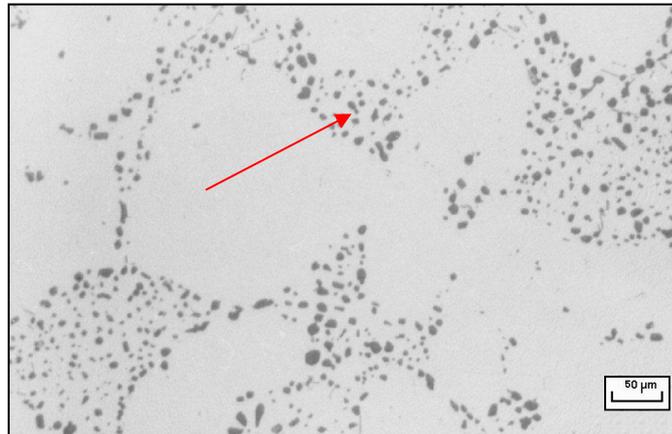


Figura 6.56. Microestructura A356 T6 con el eutectico globulizado.

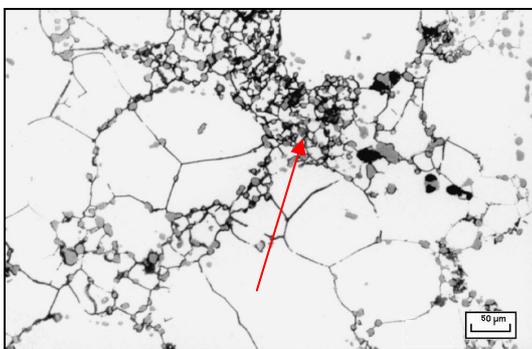


Figura 6.57. Microestructura A356 T6 con grietas.

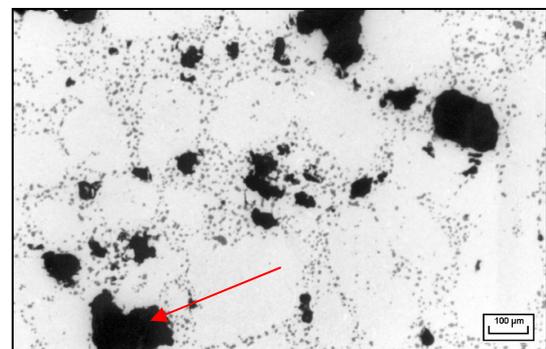


Figura 6.58. Microestructura A356 T6 con porosidad.

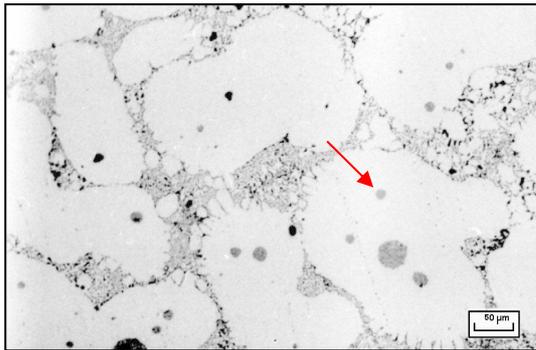


Figura 6.59. Microestructura A357 T5 donde aún se aprecian esferoides de eutéctico.

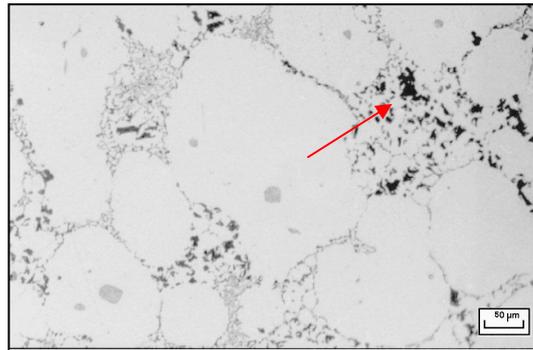


Figura 6.60. Microestructura A357 T5 con gran cantidad de intermetálicos y silicio primario.

En esta serie de semicomponentes con tratamiento térmico T5 y T6, conformados según las condiciones óptimas definidas por el método de la varianza, se han minimizado los defectos. Sin embargo, algún problema de diseño ha originado los defectos mostrados, por lo que se procederá a rediseñar el molde.

6.10.2 Rediseño del molde y del proceso de inyección

Para realizar una mejora en la pieza se han tenido en cuenta, además de los parámetros de inyección, el diseño de la pieza, el diseño del molde y de la cámara de inyección. Se ha establecido un ángulo óptimo de inyección de 30°. Las canalizaciones y secciones de la pieza han sido reducidas, para mantener una sección constante en lugar de diferentes secciones, como ocurría en la 1ª serie, y evitar así turbulencias durante la inyección.

Además, se ha colocado una trampa para el óxido (en color negro) como puede verse en el nuevo esquema de la Fig. 6.61, que será utilizada también en la producción de componentes.

A continuación se procedió a conformar nuevos semicomponentes en las condiciones de la Tabla 6.25 y se trataron térmicamente según lo descrito en la Tabla 6.26.

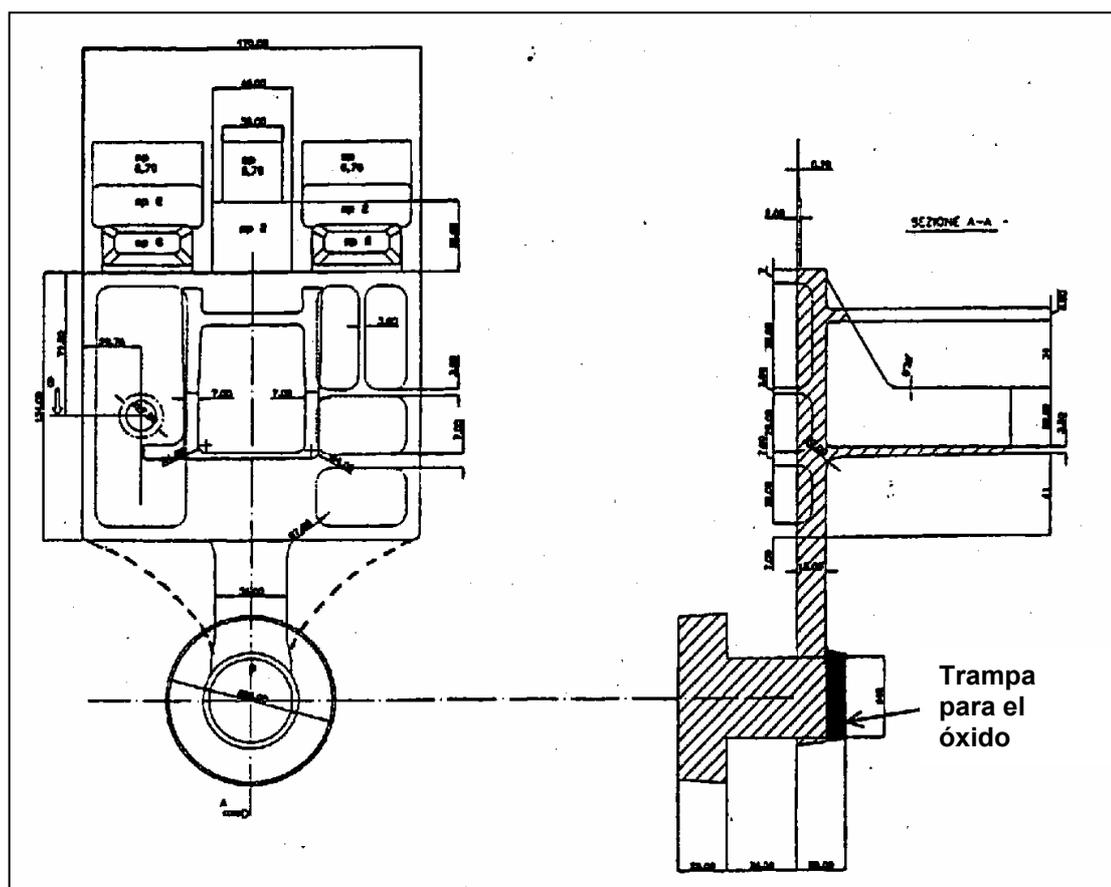


Figura 6.61. Nuevo diseño del molde del semicomponente.

6.10.3 Caracterización de los semicomponentes (2)

Los nuevos semicomponentes obtenidos tienen un mejor aspecto a simple vista y al realizar la inspección con rayos X y líquidos penetrantes apenas se detectaron defectos.

El examen metalográfico puso de manifiesto la presencia de algunos poros y silicio primario, la ausencia de grietas y una microestructura análoga a la obtenida en los semicomponentes de las series anteriores y sin defectos (Figs. 6.62 y 6.67). En los semicomponentes con T5 se han identificado los mismos intermetálicos que en el semicomponente sin tratar, o sea, β -AlFeSi, π -AlFeMgSi, Mg_2Si y cristales de estroncio. En el semicomponente con T6 únicamente se detecta la presencia de cristales de β -AlFeSi.

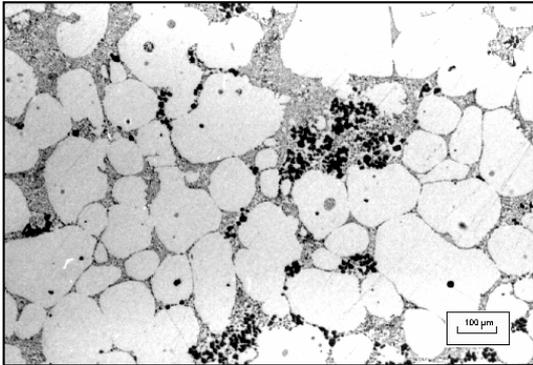


Figura 6.62. Microestructura A357 T5.

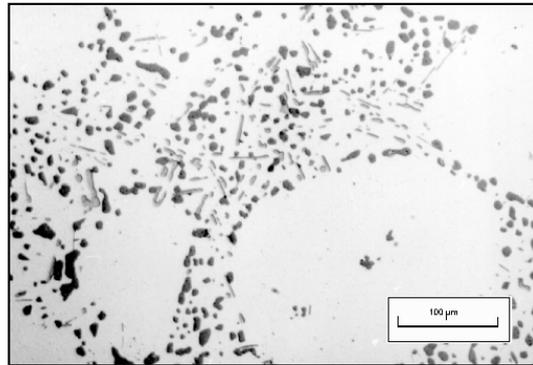


Figura 6.63. Microestructura A357 T6.

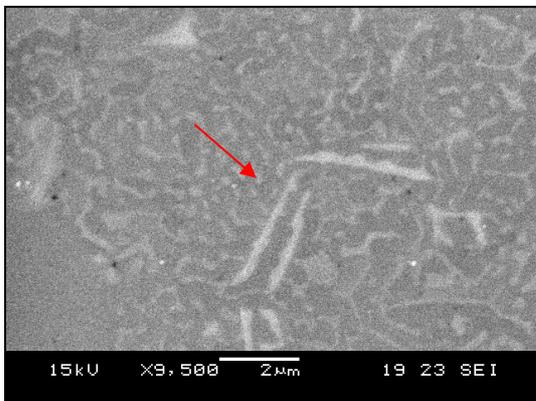


Figura 6.64. Cristales β -AlFeSi en A357 T5

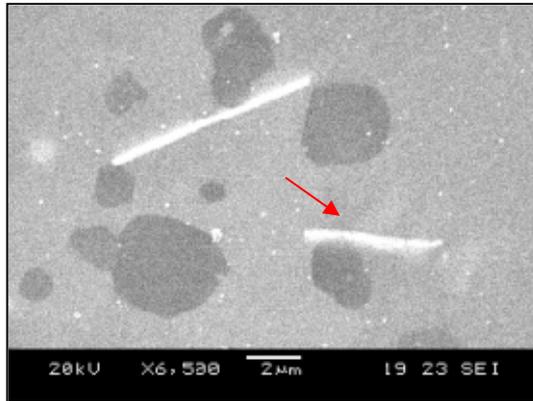


Figura 6.65. Cristales β -AlFeSi en A357 T6.

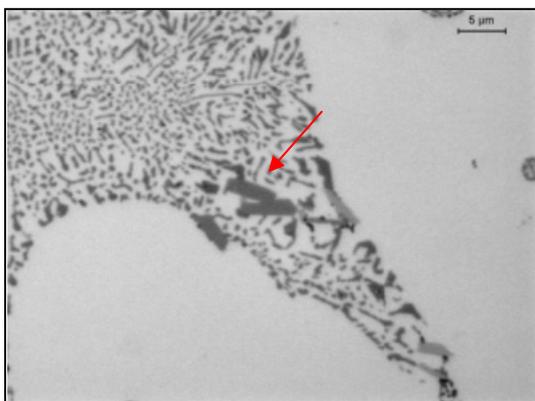


Figura 6.66. Cristales de estroncio A357 T5.

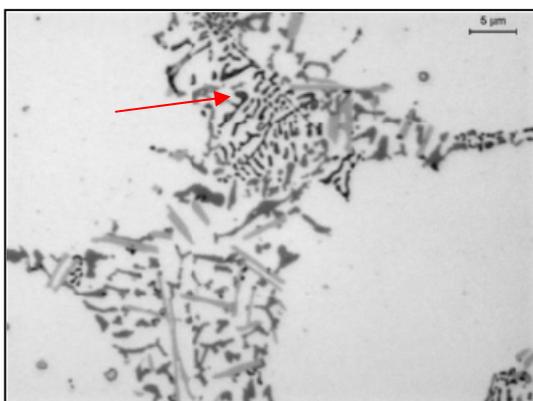


Figura 6.67. Cristales Mg₂Si en A357 T5.

Los ensayos de dureza HB realizados, según la metodología indicada en el Apartado 4.3.4, denotan un aumento considerable de la dureza Brinell con el tratamiento T5 y aún mayor con el tratamiento T6. Este tratamiento proporciona más dureza a la aleación A357, con mayor contenido de magnesio (Tabla 6.27).

Tabla 6. 27. Resultados del ensayo de dureza HB.

Semicomponente	Dureza 1	Dureza 2	Dureza 3	HB
A356 T6	93	98	99	97
A357 T5	89	92	97	93
A357 T6	112	116	121	116

Han sido mecanizadas probetas de cada una de las zonas de los semicomponentes descritas en la Fig. 4.9 y con la geometría indicada en las Figs. 4.11 y 4.12.

Los resultados del ensayo de tracción se muestran en las Tablas 6.28 a 6.30. El módulo de Young no se ha podido determinar con exactitud.

Tabla 6.28. Resultados del ensayo de tracción A357 T5.

Posición	Módulo-E /GPa	Rp _{0.2%} /MPa	Rm /MPa	A /%
C1	63	210	298	9,9
C3	67	202	292	10,0
A1	-	205	287	6,4
A2	-	202	268	3,5
B1	-	203	285	5,4
B2	-	198	281	5,4
D1	-	188	286	12,3
D2	-	207	289	11,1
\bar{X}	-	202	286	8,0
s	-	6,7	8,8	3,2

Semicomponentes conformados en estado semisólido

Tabla 6.29. Resultados del ensayo de tracción A357 T6.

Posición	Módulo-E /GPa	Rp _{0.2%} /MPa	Rm /MPa	A / %
C1	77	299	352	5,8
C2	69	315	364	7,3
C3	69	320	368	7,0
A1	-	317	363	7,1
A2	-	324	351	1,9
B1	-	328	375	7,0
B2	-	335	371	2,1
D1	-	319	357	4,4
D2	-	299	337	-
\bar{X}	-	317	360	4,9
s	-	12	11,8	2,5

Tabla 6.30. Resultados del ensayo de tracción A356 T6.

Posición	Módulo-E /GPa	Rp _{0.2%} /MPa	Rm /MPa	A / %
C1	67	215	289	13,7
C2	70	211	285	14,7
C3	74	219	299	11,9
A1	-	225	291	13,3
A2	-	227	298	11,1
B1	-	227	302	16,9
B2	-	224	295	13,0
D1	-	225	297	11,5
D2	-	229	272	4,4
\bar{X}	-	222	294	13,3
s	-	5,9	5,7	1,9

6.10.4 Análisis fractográfico

El análisis por SEM se realizó sobre la superficie de fractura de las muestras de la cara C. A continuación se presentan algunas de las fractografías realizadas inmediatamente después del ensayo de tracción.

En la Fig. 6.68 puede verse que la fractura en una probeta A357 T5 es totalmente homogénea y dúctil. También pueden verse esferoides ocluidos en la fase α (Fig. 6.69). A efectos de resistencia los esferoides actúan como inclusiones. También se observa algo de clivage en la parte inferior de la micrografía.

En la Fig. 6.70 puede verse la fase α deformada y esferoides de eutéctico ocluido en la zona fracturada. La fractura es dúctil con zonas de aluminio con deformación plástica limitadas. En esas zonas se ha detectado, mediante EDS, acumulaciones de magnesio. Se observa la decohesión del esferoide eutéctico respecto la matriz α .

En la Fig. 6.71 se presenta una probeta A357 T6 con la fase α deformada y zonas con algunos cristales de silicio fragmentados.

En las Figs. 6.71 y 6.72 puede observarse la plasticidad de la fase α en muestras con tratamiento T6. En la Fig. 6.72 puede verse cómo se engloban las partículas de silicio, bien adheridas a la fase α .

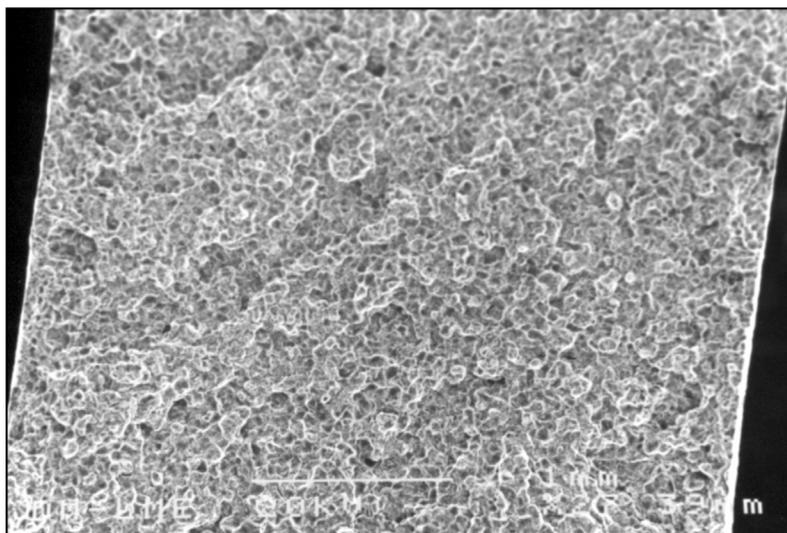


Figura 6.68. Fractografía del componente A357 T5, totalmente dúctil.

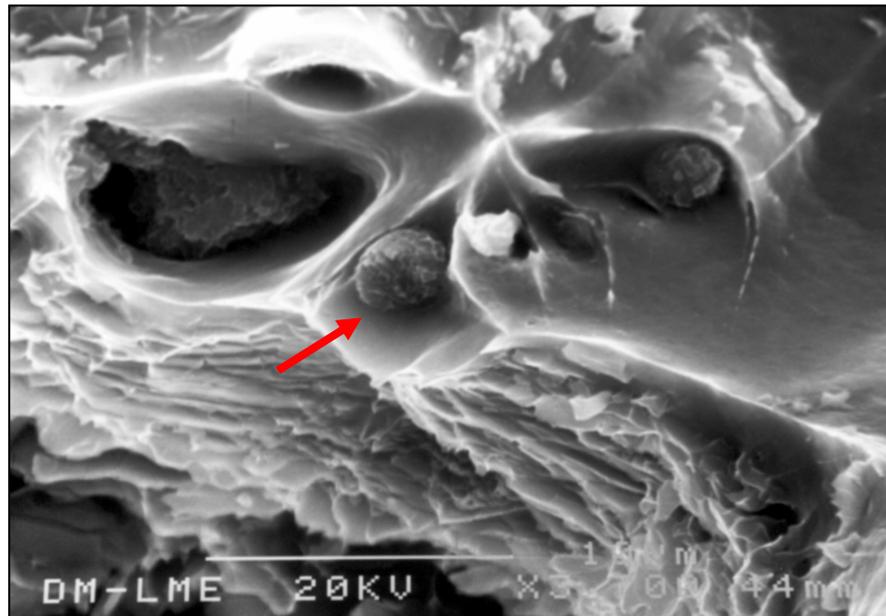


Figura 6.69. Fractografía del componente A357 T5, mostrando esferoides que actúan como inclusiones (flecha). Se observa la fractura del eutéctico en la parte inferior de la micrografía.

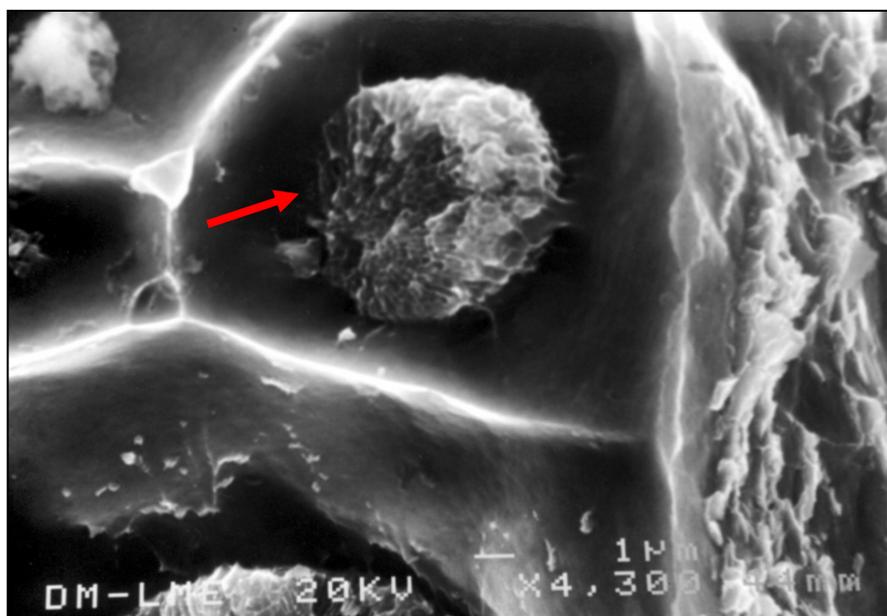


Figura 6.70. Fractografía del componente A357 T5 donde se aprecia la fase α deformada y un esferoide eutéctico (flecha).

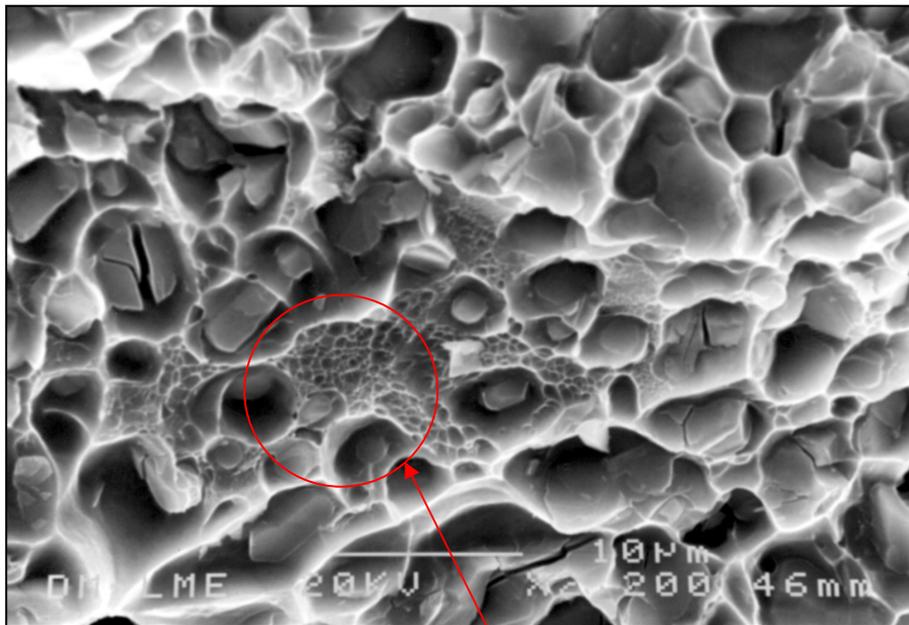


Figura 6.71. Fractografía del componente A357 T6, con la fase α fracturada y algunos cristales de silicio; se aprecia además microductilidad.

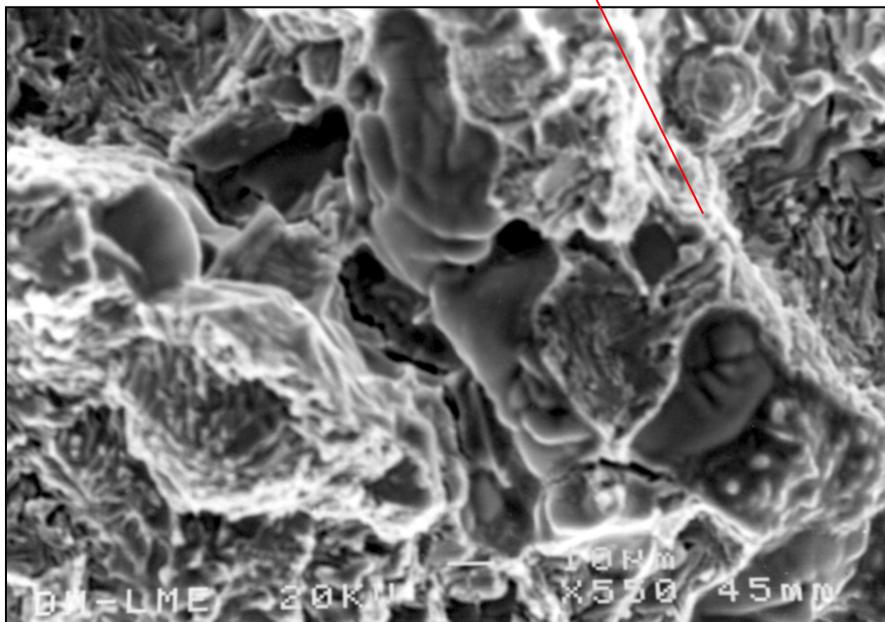


Figura 6.72. Fractografía del componente A356 T6, mostrando la plasticidad de la fase α .

6.11 EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LA DUREZA DE LA FASE α

En las Tablas 6.31 a 6.33 se presentan los resultados de los ensayos de dureza universal realizados con ultramicroindentador en los granos de fase α , en los semicomponentes sin tratar y con tratamiento T5 y T6, siguiendo el esquema de ensayos propuesto en las Figs. 5.77 y 5.78 del Capítulo 5.

Se observa que en el semicomponente A357 la fase α en la cara más delgada (D) es menos dura que la de la cara más gruesa (C). La dureza HU aumenta con un tratamiento T5 y más que con un T6. También se observa que el tratamiento T6 proporciona más dureza a la aleación A357 que a la A356. La diferencia de durezas es mínima en el interior de los granos de α .

Tabla 6.31. Durezas HU de la fase α en los semicomponentes sin tratar.

A357	Zona de grano α analizada	HUcorr./ MPa	Hplast./ MPa	We %	Wr %	E/ (1- ν^2) /GPa
Cara D	Núcleo	781	881	9,14	90,9	69
	Zona intermedia	716	842	7,53	92,5	74
	Superficie	783	881	9,28	90,7	71
	Límite eutéctico ocluido	805	905	9,06	80,3	73
Cara C	Núcleo	811	913	8,80	91,2	73
	Zona intermedia	812	913	8,76	91,2	75
	Superficie	856	965	9,16	90,8	77
	Zona próxima eutéctico ocluido	839	95	9,40	90,5	72

Tabla 6.32. Durezas HU de la fase α de semicomponentes con tratamiento térmico T5.

A357 T5	Zona grano α analizada	HUcorr./ MPa	Hplast./ MPa	We %	Wr %	E/ (1- ν^2) /GPa
	Núcleo	1081	1281	12,8	87,2	71
	Zona intermedia	1073	1256	11,9	89,1	74
	Superficie	1105	1318	13,5	86,5	70
	Zona próxima eutéctico ocluido	1095	1293	12,4	87,5	73

Tabla 6.33. Dureza HU de la fase α de semicomponentes con tratamiento térmico T6.

A357 T6	Zona grano α analizada	HUcorr./ MPa	Hplast./ MPa	We %	Wr %	E/ (1- ν^2) /GPa
	Núcleo	1326	1607	14,6	85,4	79
	Zona intermedia	1299	1582	85,0	15,0	75
	Superficie	1333	1627	15,5	84,5	77
A356 T6	Zona grano α analizada	HUcorr./ MPa	Hplast./ MPa	We %	Wr %	E/ (1- ν^2) /GPa
	Núcleo	1112	1326	14,0	85,9	71
	Zona intermedia	1090	1274	13,3	86,7	67
	Superficie	1310	1591	14,7	85,3	77

Para poder analizar mejor el efecto de los elementos endurecedores en todo el proceso de Thixocasting y en los tratamientos térmicos, en las distintas etapas, se ha realizado el esquema de la Fig. 6.73, donde se muestran los ensayos de dureza universal de la fase α , en todas las etapas del proceso de Thixocasting para la aleación A357. Para cada zona del lingote se dan dos valores que corresponden al interior y exterior del grano α respectivamente.

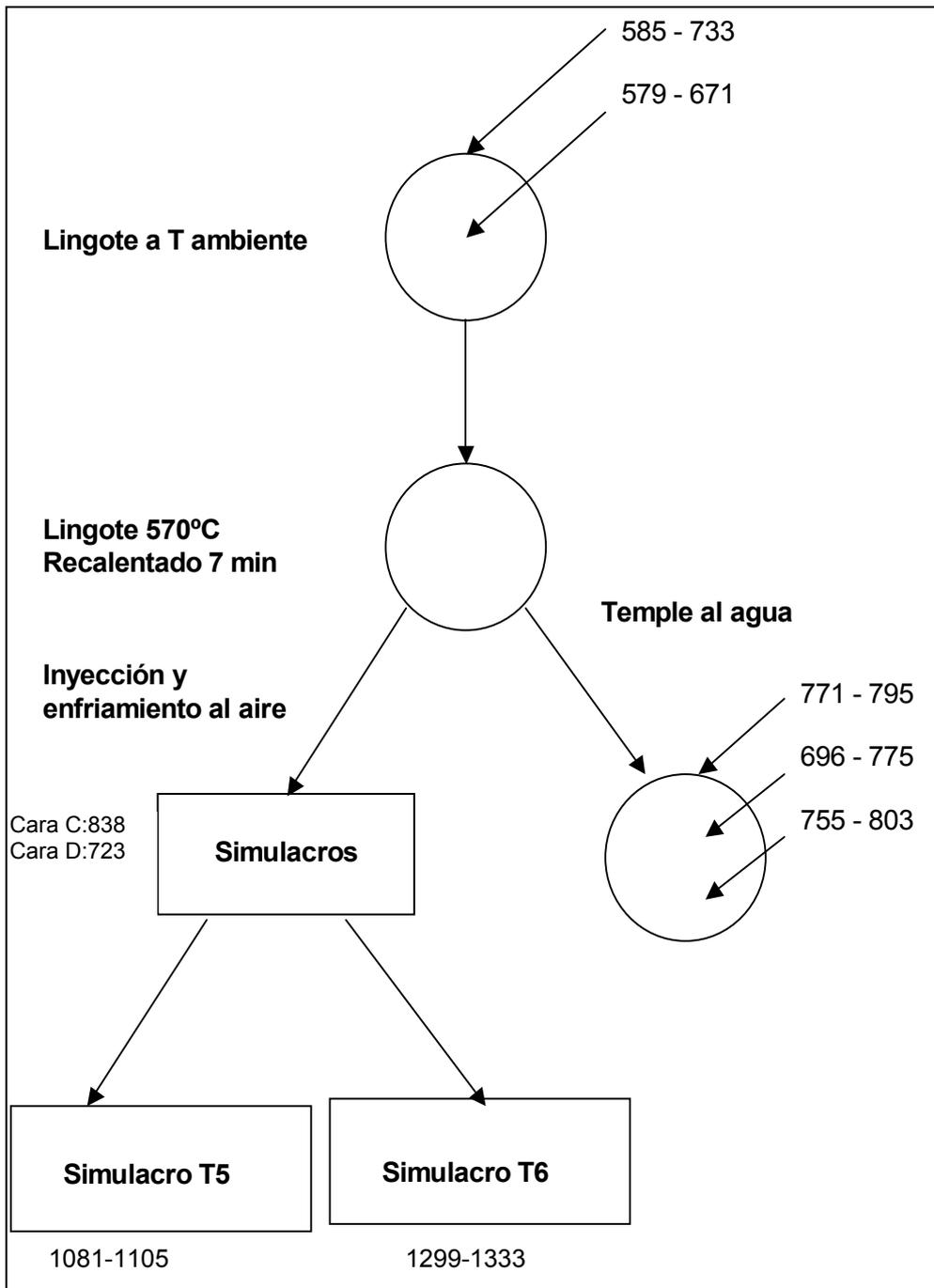


Figura 6.73. Evolución de la dureza ($HU_{corr} N/mm^2$) de la fase α en las distintas etapas del proceso de Thixocasting.

6.12 ANÁLISIS DE RESULTADOS

6.12.1 Microestructura de los semicomponentes

La microestructura de los semicomponentes (Fig. 6.5) es similar a la del lingote recalentado (Fig. 5.55). Mediante microscopía electrónica y microanálisis EDS se ha determinado la presencia de compuestos intermetálicos junto al microconstituyente eutéctico que rodea los esferoides de fase α (Figs. 6.8 a 6.11) y en el eutéctico de los esferoides atrapados (Fig. 6.6). Los análisis realizados y la morfología de las fases detectadas permiten deducir que los precipitados presentes son los mismos que se obtuvieron en el lingote recalentado: β -AlFeSi, π -AlFeMgSi, Mg_2Si [Met89]. Además se han detectado cristales que contienen estroncio y calcio (Figs. 6.8 a 6.11). También se observan algunas zonas con grandes cristales poliédricos de silicio primario (Fig. 6.7), posiblemente debido a la coalescencia, signo de una refusión incompleta del eutéctico, según algunos autores [Lou95]. El hecho de que la microestructura y los compuestos intermetálicos sean semejantes a los del lingote recalentado se debe a que el proceso de inyección es muy rápido y no altera sensiblemente las condiciones de enfriamiento ni produce deformaciones plásticas perceptibles en la microestructura.

Los esferoides de fase α de estos semicomponentes tienen un tamaño medio de 30 μm (Tabla 6.3), aunque hay una gran dispersión de tamaños, como puede verse en la Fig. 6.12. Un tamaño medio de la fase α por debajo de las 120 μm se considera adecuado para efectuar la inyección [Berg97] [Mul96].

6.12.2 Optimización del proceso de inyección

La optimización de los parámetros, mediante el diseño de los experimentos denominados DOE, ha permitido reducir los defectos y obtener semicomponentes en condiciones optimizadas (Apartado 6.8.3):

Temperatura: 210°C

Energía: 420 Wh

Presión final: 1000 bar

Curva de inyección: D3

Del análisis de las variables se deduce que los parámetros más influyentes en las características mecánicas, especialmente en el alargamiento, son la temperatura y la curva de inyección. Una presión final alta y una baja energía reducen la porosidad. También la homogeneidad estructural es mejor con una presión alta.

En la Tabla 6.13 vemos que presiones finales bajas dan elevados coeficientes de defectos. Vemos que las condiciones óptimas de temperatura, energía y presión las cumplen los semicomponentes 13 y 14 con resultados de tracción buenos en todas las caras. Ambos semicomponentes tienen un tamaño de fase α y de silicio eutéctico similar, y el coeficiente de defectos es pequeño (Tabla 6.9). En general, la mejor combinación de propiedades las tiene el semicomponente 14 (Tabla 6.13).

Los semicomponentes de Thixocasting, obtenidos para determinar las condiciones óptimas de conformación, han presentado muchos defectos. Unos se han detectado a simple vista (Fig. 6.4) y los internos mediante rayos X y preparación microscópica. Por microscopía óptica se han detectado microrrechupes, gas atrapado (Fig. 6.16), silicio primario (Figs. 6.14 y 6.15), y falta de homogeneidad en el tamaño de la fase α y en el silicio eutéctico (Figs. 6.12 y 6.13). De todos ellos los más importantes, por su efecto en las propiedades mecánicas, son las porosidades. Estos defectos se han minimizado utilizando las condiciones óptimas de conformación y un rediseño del molde.

6.12.3 Efecto de los tratamientos térmicos en la microestructura

La microestructura del semicomponente con tratamiento T6 y con los tratamientos isotérmicos a 450, 500 y 550 °C experimenta un gran cambio con respecto al material sin tratamiento. El silicio eutéctico que rodea los esferoides de fase α y el silicio del eutéctico ocluido y atrapado, aparecen esferoidizados y tienen mayor tamaño que en el semicomponente sin tratar. Los glóbulos de fase α quedan totalmente desdibujados ya que al aumentar el tamaño de grano por efecto del tratamiento térmico, las partículas de silicio quedan distribuidas en una matriz α (Figs. 6.55, 6.56 y 6.63). Este efecto se reduce en el tratamiento T5 (Figs. 6.59, 6.60 y 6.62), ya que no tiene lugar el proceso de solubilización a alta temperatura.

La cinética de crecimiento del silicio en los semicomponentes con tratamientos isotérmicos es la misma que la del lingote; la energía de activación es de $Q = 31$ kJ/mol (ver Sección 6.9.2). Este valor medio de la energía de activación es prácticamente el mismo que el obtenido en el tratamiento del lingote (Apartado 5.4), y está de acuerdo con el que se describe en la bibliografía [Bran83], de 32,75 kJ/mol para el intervalo de temperaturas 480 - 620 °C. En este caso, al igual que ocurría con el lingote de Rheocasting (Apartado 5.8.1), la cinética, definida por la ec. 5.1, tiene la misma ley de potencia ($m=5$) y el mecanismo de crecimiento es el mismo, es decir, por difusión del silicio en la matriz de fase α [For03] [For05] [Ogr02].

Con el tratamiento T5 se detectan los mismos compuestos intermetálicos que en el semicomponente sin tratamiento térmico (Figs. 6.62, 6.64, 6.66 y 6.67), mientras que con el tratamiento T6 aparece únicamente la fase intermedia β -AlFeSi (Fig. 6.65). Todos estos precipitados intermetálicos se distribuyen en las regiones eutécticas que rodean la fase α y en el eutéctico atrapado. Además, con el tratamiento T6, se produce la transformación parcial de la fase π del intermetálico de AlFeMgSi en la fase β -AlFeSi, con lo cual se sustituyen partículas frágiles de gran tamaño por agujas finas. Ello coincide con las observaciones de Taylor en aleaciones coladas en coquilla [Tay00]. De todo ello se deduce que con el tratamiento de puesta en solución del T6 se redisuelven todos los precipitados que contienen magnesio, como era de esperar.

En los tratamientos térmicos realizados a 450, 500 y 550°C se ha observado que el intermetálico β -AlFeSi se fragmenta (Figs. 6.39), al igual que ocurría en el lingote de Rheocasting (Figs. 5.42 a 5.44). Los compuestos de magnesio se transforman en β -AlFeSi, por disolución con tratamientos prolongados a cualquiera de las temperaturas estudiadas y los compuestos de estroncio no se alteran (Figs. 6.38 a 6.40).

6.12.4 Efecto de los tratamientos térmicos en las propiedades mecánicas

Los semicomponentes de Thixocasting tratados térmicamente mediante T5 y T6 incrementan la dureza HU de la fase α globular, la resistencia a la tracción y el límite elástico (Tablas 6.28 a 6.33). Los tratamientos T5 aumentan la ductilidad respecto a

Semicomponentes conformados en estado semisólido

los semicomponentes sin tratar y los tratamientos T6 la disminuyen (Tablas 6.5 a 6.8 y Tablas 6.28 a 6.30).

En la Tabla 6.34 se compararan los resultados obtenidos en el semicomponente con los recogidos de la bibliografía, para piezas obtenidas por Thixocasting (TC) y en molde permanente. Los resultados obtenidos en los ensayos de tracción con la aleación A357 son algo mejores que los descritos en la bibliografía para procesos de Thixocasting, y son superiores a los obtenidos con molde permanente. Los valores del límite elástico y de resistencia a la tracción obtenidos con la aleación A356 son algo inferiores a las citadas en la bibliografía, quizás debido a que, en este caso, se han utilizado los mismos parámetros de inyección que fueron optimizados para la aleación A357.

Tabla 6.34. Propiedades mecánicas de materiales obtenidos por TC y en molde permanente.

	Aleación	Rp _{0.2%} /MPa	Rm /MPa	A / %
TC Semicomponente	A357 T5	210 $\bar{X} \rightarrow 202$	298 $\bar{X} \rightarrow 286$	10 $\bar{X} \rightarrow 8$
TC [Kaz00]	A357 T5	199	288	5
TC Semicomponente	A357 T6	320 $\bar{X} \rightarrow 317$	368 $\bar{X} \rightarrow 360$	7 $\bar{X} \rightarrow 5$
TC [Kaz00]	A357 T6	261	329	9
Molde Permanente [Dav87]	A357 T6	248	317	3
TC Semicomponente	A356 T6	227 $\bar{X} \rightarrow 222$	302 $\bar{X} \rightarrow 294$	17 $\bar{X} \rightarrow 13$
TC[Kaz00]	A356 T6	240	310	12
Molde Permanente [Asm94]	A356 T6	185	262	5

\bar{X} es el valor medio; los valores en **negrita** son los mejores obtenidos

Con tratamientos T6 la ductilidad es mayor en los componentes A356 que en los A357. Ello se debe a que un mayor contenido en magnesio en la aleación A357 produce un mayor grado de endurecimiento por envejecimiento. La A357 T5 es más dúctil que la A357 T6, debido al incremento de magnesio en la fase α con la puesta en solución.

El análisis fractográfico de la aleación A357 obtenida por Rheocasting y Thixocasting indica que la fractura es dúctil en todos los casos y en forma de pequeñas microcavidades. La fractura se inicia y propaga a través del eutéctico alrededor de los glóbulos de fase α (Figs. 6.28 a 6.30). Esto se debe, probablemente, a la nucleación de microhuecos alrededor de las partículas de silicio, que coalescen cuando se incrementa la tensión y producen la fractura de la muestra [Leo03] [Cac95] [Bas01].

En las fractografías de los materiales obtenidos por Thixocasting sin tratamiento térmico, o con un tratamiento T5, se observa la deformación plástica de los glóbulos α y decohesión alrededor de los esferoides de eutéctico ocluido. En los bordes de las microcavidades se detecta magnesio (Fig. 6.70 y 6.71). En los materiales con tratamiento térmico T6 se observan grandes cristales de silicio que actúan como dispersoides de tensiones y que en algunos casos se fracturan. Se aprecian zonas con microhuecos más finos debido, probablemente, a la persistencia de masa de microconstituyente eutéctico (Figs. 6.68 a 6.72).

Las durezas HU de la fase α (Fig. 6.73) aumenta en todos los casos (lingote de Rheocasting, lingote recalentado, semicomponente), del centro a la superficie del grano, debido probablemente al contacto con el líquido eutéctico más concentrado en magnesio. La segregación del magnesio es más acusada en el lingote de Rheocasting pues el recalentamiento facilita la difusión de los elementos de aleación. Tanto en el tratamiento T5 como el T6, la homogeneización del magnesio en la fase α es completa, ya que no se observa variación de dureza HU (Tablas 6.32 y 6.33).

En el semicomponente sin tratar, en el lingote sin tratar y en el lingote recalentado la dureza HB es similar (Tablas 5.8, 5.10 y apartado 6.9.3).

Con un tratamiento T5 la dureza aumenta a 93 HB y con un T6 a 116 HB (Tabla 6.27). En el semicomponente A356 con tratamiento T6 esta dureza es de 97 HB. El aumento de dureza con el tratamiento térmico se justifica por el efecto endurecedor de los compuestos de magnesio en los tratamientos de solubilización y envejecimiento. Este

efecto es menor en el semicomponente A356 T6 debido al menor contenido de magnesio de esta aleación.

En los componentes obtenidos por Thixocasting el valor de la dureza Brinell (HB) disminuye al aumentar el tiempo de tratamiento isotérmico, en el intervalo de 450 a 550°C, posiblemente debido al crecimiento y esferoidización del silicio y al crecimiento de la fase α (Fig. 6.42 y 6.45). Cuando este efecto es menor que el debido a la redisolución del magnesio, se obtiene un ligero aumento de dureza (Figs. 6.45). En el tratamiento a alta temperatura tiene lugar dos fenómenos: la transformación de los intermetálicos de magnesio y el mayor crecimiento del silicio: por ello la pérdida de dureza es menor que a temperaturas de tratamiento inferiores. Algunos autores han estudiado el comportamiento a tracción de la aleación A356 sometida a tratamientos de esferoidización y obtienen un incremento de la elongación a fractura (hasta un 18%) y un buen límite elástico [Ogr02] [Cav04], lo cual es concordante con la disminución de dureza observada.