ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO 7050.

B. Zamorano y A. M. Irisarri
FUNDACION INASMET
Mikeletegi Pasealekua 2
20009 San Sebastián

Resumen: Se ha analizado el comportamiento a fractura de una aleación de aluminio 7050 en estado T7451. Se extrajeron probetas de fractura en las orientaciones L-T y T-L de la muestra de material estudiado. Los ensayos se efectuaron a temperatura ambiente. El análisis de los resultados registrados pone de manifiesto una acusada anisotropía, con valores notablemente más elevados en los efectuados sobre las probetas extraídas en la orientación L – T. El estudio fractográfico de las diferentes probetas en el microscopio electrónico de barrido reveló que la superficie de fractura se hallaba en todos los casos cubierta de cúpulas dúctiles indicando la actuación de un mecanismo de coalescencia de microcavidades, pero con una sensible diferencia entre el número y naturaleza de las partículas presentes en una y otra.

Abstract: The fracture behaviour of an aluminium alloy 7050 in the T7451 condition has been analysed. Specimens were machined in the L-T and T-L orientations of the sample. Tests were performed at room temperature and the analysis of the results revealed a marked anisotropy with values recorded in the L-T orientation being significantly higher. Scanning electron microscope examination of the fracture surfaces allowed to detect in all them ductile dimples indicating that failure was always produced by microvoids coalescence but the number and nature of the particles which have contributed to the failure are different.

1. INTRODUCCIÓN

Pese las predicciones que se efectuaron hace tan sólo unos pocos años en el sentido de que el Boeing 777 se construiría utilizando materiales compuestos de matriz polimérica, la realidad ha venido a desmentirlas ya que a la hora de llevar a la práctica el proyecto la industria aeronáutica ha confiado, una vez más, en las aleaciones de aluminio de alta resistencia [1]. Otro tanto se puede comentar respecto a los modelos recientes de aviones de Airbus (A330 y A340) donde más del 60% del peso de la estructura se halla constituido por aleaciones de aluminio convencionales [2]. No sólo esto, sino que la mayor parte de los componentes que operan sometidos a grandes cargas, como pueden ser partes de las alas, de la cola o el fuselaje, se construyen con aleaciones de aluminio. Por este motivo, se está realizando un gran esfuerzo tanto en desarrollar nuevas aleaciones como en optimizar las prestaciones de las ya existentes. Por tanto, parece lógico el deseo de incrementar el grado de conocimiento que se posee acerca de estos materiales.

En el presente trabajo, que sigue la línea emprendida en INASMET, estudiando las aleaciones de aluminio tolerantes al daño [3-5] se analiza el comportamiento a fractura de una aleación 7050. Sin entrar en detalles si conviene efectuar algunos comentarios acerca de esta aleación. La aleación de aluminio 7075 se ha venido utilizando ampliamente en la fabricación de estructuras aeronáuticas, principalmente en aquellos componentes en que la principal propiedad a primar es la resistencia mecánica. Sin embargo, esta aleación presenta una serie de limitaciones que la hacen inadecuada para su uso en algunos elementos de las estructuras. Entre estas limitaciones se pueden la denominada sensibilidad al temple, consistente en una reducción de la capacidad de endurecimiento por maduración cuando la velocidad de enfriamiento tras la solubilización ha sido baja, la susceptibilidad de sufrir corrosión bajo tensión en el estado T6 y la merma de la resistencia mecánica que se observa en el sentido del espesor de chapas gruesas [6].

La estricta limitación de los contenidos máximos de silicio y hierro admitidos en la composición condujo a la aparición de la aleación 7475, variante de la anterior, capaz de ofrecer un mejor comportamiento frente a la corrosión bajo tensión y una mayor tolerancia al daño pero en la cual persistía la sensibilidad al temple. En un intento de superar esta dificultad se introdujeron ligeras modificaciones en la composición de esta aleación. La más importante de ellas fue la sustitución del cromo por el zirconio como elemento responsable de retardar la recristalización. Aún más, los máximos contenidos de aquél y de manganeso se limitan estrictamente para evitar la aparición de zonas blandas en las piezas de fuerte espesor. Las otras modificaciones que se han introducido con respecto a la composición de la aleación 7075 consisten en un aumento del porcentaje de cinc, con la vista puesta en compensar la pérdida de resistencia que sufre el material al tener que aplicar una sobremaduración para reducir el riesgo de aparición de corrosión bajo tensión, un aumento del contenido en cobre para provocar un endurecimiento más acentuado y un riguroso control de los contenidos máximos de silicio y hierro para mejorar la tenacidad y retardar el crecimiento de grietas.

La máxima resistencia se consigue tras la aplicación de un tratamiento térmico de solubilización y maduración (envejecimiento), designado como estado T6, pero por motivo de que esta aleación se utiliza en componentes que deben ofrecer buenas propiedades de tenacidad, resistencia frente a la corrosión y tolerancia al daño, habitualmente se opta por una sobremaduración, (T7X)

que puede ser ligera (estado T76) o más acentuada (T74). Las dos cifras (51) que suelen acompañar a éstas en las especificaciones de materiales indican que el material ha sido sometido a un ligero estirado entre los tratamientos de solubilización y maduración con el fin de lograr un alivio de tensiones.

El objetivo del presente trabajo es valorar la tenacidad que posee a temperatura ambiente, una pieza extruida de una aleación 7050, en estado T7451.

2. TÉCNICA EXPERIMENTAL

2.1. Material

El material empleado en el presente estudio consistió en una pieza extruída, fabricada con una aleación de aluminio 7050, cuya composición química se ofrece en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química de la aleación estudiada.

Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Zr	Ti	Al
0.11	0.12	2.5	2.3	6.0	0.12	0.04	Resto

Esta aleación fue sometida a un tratamiento térmico de solubilización y sobremaduración (T7451), consistente en un mantenimiento a 475º C durante un periodo de 1 hora, seguido de un enfriamiento inmediato en agua, lo suficientemente rápido para retener en solución sólida la mayor cantidad posible de elementos de aleación, un estirado y un tratamiento de maduración en dos etapas, la primera de ellas a 121º C, durante un tiempo de 6 horas, y la segunda a 177º C, durante 8 horas.

Las propiedades mecánicas del material en este estado de tratamiento se muestran en la tabla2.

Tabla 2. Características mecánicas de la aleación tras la aplicación del tratamiento térmico de solubilización y sobremaduración.

Aleación	Límite elástico (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento (%)
7050	444	513	12.7

Los valores de límite elástico y resistencia a la tracción son muy similares a los registrados en la chapa de esta misma aleación, que se estudió en un trabajo anterior [3], pero el material extruido analizado en el presente posee una mayor ductilidad (alargamiento a la rotura).

2.2. Ensayos de fractura

Se extrajeron dos juegos de 3 probetas de fractura cada uno, del tipo denominado como compactas de tracción, CT. Uno de estos juegos se mecanizó en la orientación longitudinal de la pieza, progresando la fractura en la dirección transversal (orientación L-T) y el otro en la orientación opuesta, esto es, probetas mecanizadas en la dirección transversal de la muestra y entalla situada en la longitudinal (orientación T-L).

Se debe recalcar que, a causa de la geometría que posee la muestra analizada, no fue posible extraer probetas en la dirección del espesor. Ello impidió determinar la tenacidad del material en esta orientación. Además, por este mismo motivo el espesor máximo de las probetas de fractura quedó limitado a 20 mm, si las restantes dimensiones han de satisfacer las relaciones con dicho espesor impuestas en la norma ASTM E399 [7]. Todos los ensayos de fractura se efectuaron a temperatura ambiente, siguiendo las indicaciones de la mencionada norma ASTM.

2.3. Estudio fractográfico

Después del ensayo las superficies de fractura de una de las dos mitades de cada probeta fueron examinadas en el microscopio electrónico de barrido con objeto de encontrar una explicación a los resultados registrados y determinar el mecanismo de fallo operante. Se acudió a la espectrometría por dispersión de energía de rayos X para identificar las partículas presentes en la superficie de fractura de las distintas probetas.

De unas de las restantes mitades de las probetas rotas de cada juego, se extrajo una probeta metalográfica, en una dirección perpendicular a la superficie de fractura e incluyendo ésta. Estas probetas fueron examinadas en el microscopio óptico con un doble fin. Por un lado se pretende revelar la microestructura del material en cada una de las orientaciones y, por otro, intentar relacionar las facetas metalográficas con los resultados obtenidos.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la tabla 3 se exhiben los resultados registrados en los ensayos de fractura a temperatura ambiente de cada una de las tres probetas de cada juego. En primer lugar, se debe recalcar que el espesor de las probetas no fue suficientemente elevado para permitir la determinación del factor de intensidad de tensiones crítico K_{IC}, en las condiciones establecidas por la norma ASTM E399 [7], lo que supone que la tenacidad registrada no es sólo función del material sino que depende del espesor de las probetas.

La imposibilidad de satisfacer los requerimientos de la norma para conceder al resultado de estos ensayos el carácter de factor de intensidad de tensiones crítico no se limita al insuficiente espesor sino que tampoco se cumple la exigencia impuesta en el sentido de que el máximo valor de tensión registrado no supere en más de un 10% el utilizado en el cálculo del citado factor de intensidad de tensiones, sobre todo en las probetas con orientación L-T.

Por otro lado, se aprecia la existencia de una acentuada anisotropía, con valores sensiblemente más altos en las probetas extraídas en la orientación L-T que en la T-L,

comportamiento que difiere del observado en el estudio anterior, donde se obtuvieron valores muy similares en ambas orientaciones [3] pero se aproxima al señalado por Bucci [8], quien encontró una apreciable diferencia entre los valores obtenidos en estas dos orientaciones y, aún muchísimo mayores cuando se comparan con los obtenidos en las probetas extraídas en la orientación del espesor. En el presente caso ya se ha señalado que ha sido imposible mecanizar probetas en esta orientación de la muestra a causa del reducido espesor de la misma.

Tabla 3. Resultado de los ensayos de fractura de las diferentes probetas.

Probeta	Orientación	K_Q (MPa. $M^{1/2}$)
L –T 1	L -T	57
L –T 2	L -T	55
L –T 3	L –T	54
T - L 1	T – L	36
T – L 2	T – L	37
T - L 3	T - L	37

Al objeto de facilitar la comparación de estos valores y los obtenidos en esta misma aleación en otros trabajos, estos últimos han sido recogidos en la tabla 4, en la que se indica no sólo el valor de la tenacidad sino también el tipo de producto y estado de tratamiento.

Tabla 4. Valores del factor de intensidad de tensiones crítico K_{IC} obtenidos en los ensayos de fractura de diferentes muestras de la aleación 7050, en distintas formas de producto y estados de tratamiento.

Tipo Prod.	T. T.	Orientación			Referencia
		L - T	T – L	S - L	
chapa	7451	36	34	-	[3]
chapa	7451	35	30	29	[8]
extrus.	7651	31	26	21	[8]
extrus.	7451	45	32	26	[8]
chapa	7651	34	31	26	[9]
chapa	7651	36	32	28	[9]
extrus.	7651	44	31	28	[9]
chapa	7451	35	30	28	[10]
extrus.	7651	31	26	21	[10]
extrus.	7351	45	32	26	[10]

Se puede observar que los valores de tenacidad que se obtuvieron en el presente trabajo superan ampliamente a cualquiera de los registrados en los anteriores, sobre todo en las probetas extraídas en la orientación L-T en que la diferencia supera siempre el 20%. Este resultado se puede atribuir al menos en parte al hecho de que, tal y como se ha señalado previamente, el espesor de las probetas utilizadas fuese menor que el mínimo exigido por la norma ASTM E399 [7] para poder conceder un carácter de factor de intensidad de tensiones crítico a los valores obtenidos en los ensayos. Como es sabido, un menor espesor se traduce en un valor más alto de K_Q, en consonancia con la tendencia mostrada.

Otro aspecto a destacar en el examen de los resultados obtenidos en anteriores trabajos es la existencia de un mayor grado de anisotropía en las piezas extruidas que en las chapas. En general la diferencia se produce por la acusada mejora de tenacidad en la orientación L-T, en tanto que los valores medidos en la extrusión y la chapa en la orientación T – L son muy similares. Sin embargo, en ningún caso se observa una anisotropía tan acentuada como la encontrada en el presente trabajo, en que se ha llegado a una relación de nada menos que de 1.5 veces entre uno y otro.

En un intento de encontrar una explicación razonable a esta anisotropía se procedió al examen de las probetas metalográficas, extraídas en ambas orientaciones de la muestra extruída. El examen en el microscopio óptico de estas probetas debidamente atacadas, reveló una microestructura constituida por granos alargados en la dirección de conformado y regiones no recristalizadas, con subgranos muy finos en su interior, y la presencia de partículas de diferentes fases. Sin embargo, se debe recordar que las partículas que ejercen el mayor efecto endurecedor no son resolubles por microscopía óptica o electrónica de barrido, requiriéndose para ello el uso de microscopía electrónica de transmisión. Este tipo de microestructura es la habitualmente observada en las chapas de las aleaciones 7XXX, laminadas en caliente, especialmente en las regiones más deformadas, que se hallan próximas a la superficie donde la aplicación de la deformación crítica ha conducido a la aparición de granos recristalizados de notable tamaño [11]. Se debe recordar que este mismo tipo de microestructura fue el observado en la chapa estudiada previamente, y en la que apenas se apreció una anisotropía muy ligera [3], por lo que resulta muy arriesgado atribuir la anisotropía a la misma.

A la vista de todos estos resultados se decidió confiar la explicación de la fuerte anisotropía al análisis en el microscopio electrónico de barrido de las superficies de fractura de las diferentes probetas. Las observaciones efectuadas se comentan brevemente a continuación. En primer lugar, se observa que, como era lógico esperar, el fallo se ha producido en todas las probetas por un mecanismo de coalescencia de microcavidades, lo que se traduce en la observación de unas superficies de fractura totalmente cubiertas por cúpulas dúctiles, que en muchos casos conservan las partículas responsables de su formación en su interior, características de este mecanismo. Resulta por tanto evidente el trascendental papel jugado por las partículas de segunda fase en el proceso de fallo de la aleación ya que es su rotura o descohesión con la matriz la que genera las pequeñas cavidades cuyo crecimiento y coalescencia provoca la fractura [3].

La comparación entre las partículas presentes en las superficies de fractura de las probetas extraídas en una y otra orientación, revela unas notables diferencias que pueden hallarse en el origen de la citada anisotropía de valores.

La micrografía de la figura 1 muestra la morfología de la superficie de fractura de una de las probetas que se extrajeron en la orientación L-T. Se puede observar en el centro de la misma una partícula de un considerable tamaño, agrietada, y otras cavidades más pequeñas, que en la mayoría de los casos no conservan las partículas en su interior. El análisis por medio de espectrometría de dispersión de energía de rayos X de dicha partícula, revela que se halla constituida por silicio y magnesio y, en una menor proporción, por aluminio, aunque parte de la radiación de este elemento puede provenir de la matriz circundante. En un estudio fractográfico anterior [4], se encontraron partículas de esta misma naturaleza en la superficie de fractura de las probetas de fractura y de fatiga, mecanizadas a partir de una chapa gruesa, de 50 mm de espesor, de esta misma aleación, en tanto que no se detectan en las de la aleación 7475, pese a la gran similitud que presentan las dos aleaciones en el contenido de ambos elementos.

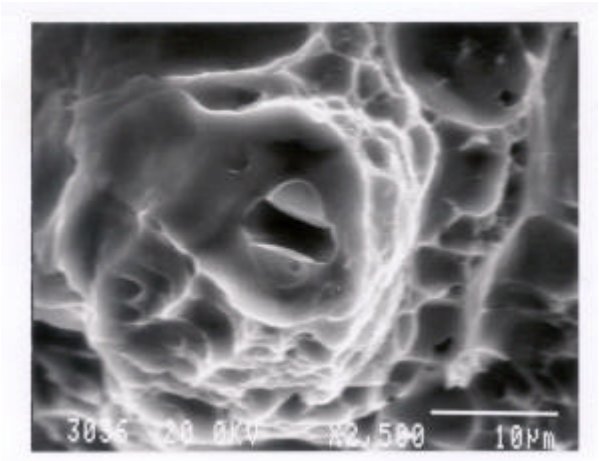


Fig. 1. Micrografía de microscopía electrónica de barrido de la superficie de fractura de la probeta L - T1.

El silicio y el magnesio se añaden intencionadamente a las aleaciones de aluminio de la familia 6XXX, con el fin de incrementar su resistencia tras la aplicación del tratamiento térmico de solubilización y maduración, gracias a la formación de una distribución de partículas de siliciuro de magnesio (Mg_2Si) fina y dispersa. Sin embargo, en las aleaciones de la familia 7XXX, y más aún en las tolerantes al daño, la presencia del silicio es indeseable, y se limita estrictamente su contenido a unos valores muy bajos. En un trabajo efectuado por otros investigadores se señaló la formación de Mg_2Si, en el curso de la solidificación de estas aleaciones y no disuelta en el tratamiento térmico posterior [12]. Una explicación en el mismo sentido se ofreció en un estudio previo, atribuyendo la presencia de aluminio en el espectro a las radiaciones provenientes de la matriz que rodea a las partículas y que, por el relativamente pequeño tamaño de éstas, se ve excitada por el haz de electrones o, más probablemente, participando éste en la formación de una fase de composición más compleja [3].

En este estudio se señaló también que un intento de disolver completamente esta fase, incrementando la temperatura del tratamiento de solubilización, podría conducir a la aparición de fusiones localizadas de fases eutécticas, que forman entre los diferentes elementos de aleación e impurezas que presenta el material, cuyo punto de fusión se sitúa por debajo de la temperatura a la que se aplica dicho tratamiento [3].

Como consecuencia de ello se produciría la generación de unos pequeños agujeros en el material con lo que no sólo no se logra una optimización de sus propiedades de resistencia, ductilidad y tenacidad, sino que éstas serán incluso, muy probablemente, inferiores incluso a las que posee con una solubilización parcial. Esta misma explicación se puede extrapolar al presente caso y apunta a que el silicio fija una cierta cantidad de magnesio que, por ello, no puede participar en la posterior formación de la fase Mg_2Zn, en el tratamiento de maduración y no se logra alcanzar las prestaciones deseadas. Por este motivo, y pese a la existencia ya de una limitación del porcentaje máximo admisible de silicio, un control todavía más estricto de la presencia de este elemento en la aleación parece altamente recomendable [3, 4].

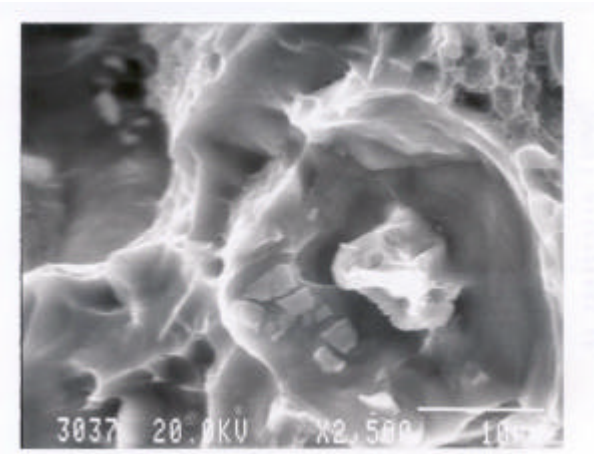


Fig. 2. Micrografía de microscopía electrónica de barrido de otra zona de la superficie de fractura de la probeta L - T1

Las partículas presentes en la micrografía de la figura 2 es diferente a la de las anteriores puesto que se hallan constituidas por aluminio, cobre y hierro. Este mismo tipo de partículas se detectó en el estudio anterior, no sólo en esta aleación sino también en la 7475, habiendo sido identificadas, pese a la existencia de una cierta diferencia de composición de unas a otras como la fase Al_7Cu_2Fe [4]. Ello condujo a recomendar también una limitación aún más estricta del porcentaje máximo de hierro en la aleación, pese a hallarse ya restringido en las aleaciones tolerantes al daño [3, 4].

Sin embargo, la naturaleza de la partícula, de tamaño apreciablemente mayor, que se observa en el centro de la micrografía, es distinta que la de cualquiera de las anteriores. Si bien ésta posee también, como aquellas,

aluminio, cobre y hierro en su composición se aprecia, además, la existencia de un destacado pico de titanio. Este elemento se añade de forma intencionada a las aleaciones de aluminio con objeto de afinar el grano, pero sorprende que pueda formar una partícula de un tamaño tan grande. Un análisis más detallado permite comprobar que la partícula no corresponde a una única fase sino que realmente se halla formada por, al menos, dos constituyentes diferentes. En la micrografía de la figura 2 se pueden distinguir dos minúsculas partículas, de tonalidad ligeramente más oscura, cuyo análisis por espectrometría por dispersión de energía de rayos X muestra que se hallan formadas prácticamente, en exclusiva, por titanio. Sin embargo, la fase más clara y brillante está constituida por aluminio, hierro, cobre y, en una proporción mucho menor, cinc. Este resultado apunta a que el titanio añadido ha quedado atrapado en el curso de la solidificación, pasando a formar parte de la partícula y participando en menor medida en el afino de grano.

La micrografía de la figura 3 presenta un aspecto de la superficie de fractura de una de las probetas extraídas en la orientación T – L. Una simple comparación entre esta micrografía y cualquiera de las anteriores permite comprobar el gran número de partículas, sensiblemente mayor al que se puede encontrar en cualquiera de las mecanizadas con la orientación L –T. La aparición de más partículas en la superficie de fractura indica un mayor número de ellas ha contribuido a la rotura y, por tanto, justifica la menor tenacidad.

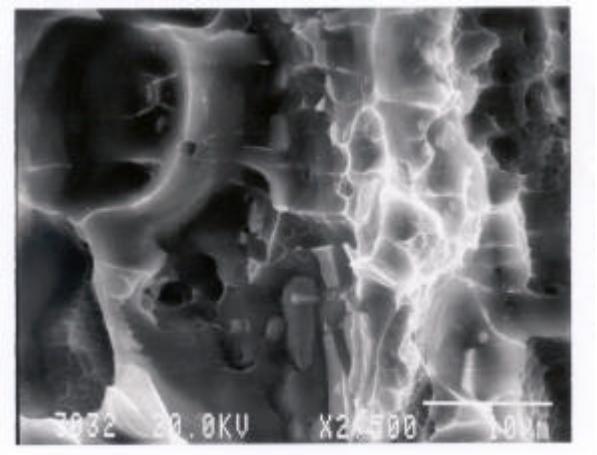


Fig. 3. Micrografía de la superficie de fractura de la probeta T-L 2.

No obstante, la diferencia entre unas y otras probetas no se halla sólo en el número de partículas sino que también la naturaleza de las mismas difiere. El análisis por medio de espectrometría por dispersión de energía de rayos X de estas partículas revela que la mayoría de ellas se hallan constituidas por aluminio, cobre, hierro y, en una menor proporción, cinc. Esta composición concuerda con la obtenida en las probetas extraídas en orientación L- T, por lo que parecería que tan sólo el mayor o menor número de partículas presentes es el responsable de la diferencia de tenacidad. Sin embargo, no se ha observado ninguna partícula compuesta por aluminio, silicio y magnesio, las cuales han contribuido notablemente al fallo delas probetas con orientación L-T. La ausencia prácticamente total de este tipo de partículas se ve confirmada por el examen de las otras dos probetas extraídas en la orientación T – L. en las que únicamente de forma excepcional se observa la aparición de alguna de ellas en la superficie de fractura.

Tal y como muestra la micrografía de la figura 4, el número de partículas presentes en cualquiera de ellas es apreciable, considerablemente mayor que el que se detectó en las pertenecientes a la otra orientación. Sin embargo, entre este gran número de partículas, son muy pocas aquellas formadas por aluminio, silicio y magnesio. De hecho, la gran mayoría de las presentes en la micrografía de la figura 4, concuerdan con las observadas en la figura 3, antes comentada, salvo que el cinc no participa en la composición de muchas de ellas que se hallan formadas únicamente por aluminio, cobre y hierro

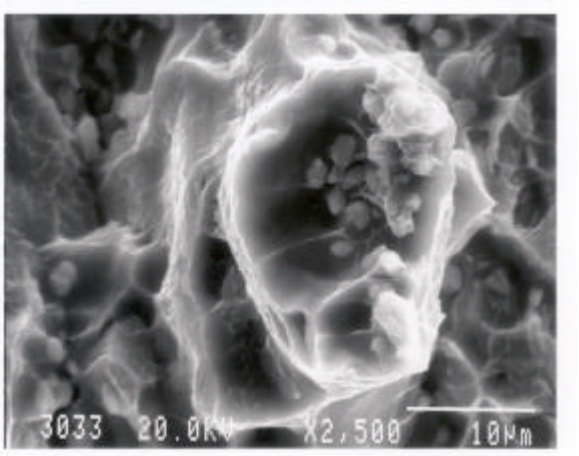


Fig. 4. Micrografía de la superficie de fractura de la probeta T – L 3.

Aún a falta de un estudio más profundo que pudiera confirmar esta hipótesis parece lógico pensar que las partículas formadas por aluminio, cobre y hierro, con o sin cinc en su composición, constituyen los puntos propicios para la nucleación de las pequeñas cavidades, cuyo crecimiento y coalescencia bajo las tensiones aplicadas conduce al fallo de las probetas. Cuando este tipo de partículas no se halla presente, al menos en una cantidad suficientemente elevada, son las formadas por magnesio, silicio y aluminio las que pasan a participar en una mayor medida, siendo las responsables del fallo del material. Resta, no obstante, por explicar la razón por la cual las primeras se hallan presentes en mayor número en las superficies de fractura de las probetas T – L. Este hecho se pudiera atribuir al factor de forma que poseen estas partículas, aunque se debe reconocer que este aspecto no ha sido suficientemente analizado, para poder conceder a esta conclusión un carácter definitivo.

Finalmente, conviene recordar que el hecho de que las partículas responsables del endurecimiento del material no hayan sido observadas en las superficies de fractura

no implica que éstas no hayan contribuido al proceso de fallo sino que ello se debe a la rugosidad que poseen las superficies de fractura y a su minúsculo tamaño, que requeriría probablemente el uso de microscopía electrónica de transmisión para su detección impiden la misma. En todo caso, la principal influencia de estas partículas sobre la tenacidad se ejerce a través del aumento del límite elástico que induce su precipitación y no modificando la topografía de las superficies de fractura por la contribución de las partículas al proceso de fallo [13].

4. CONCLUSIONES

a.- Se ha analizado el comportamiento a fractura que presenta a temperatura ambiente una muestra extruida de una aleación 7050 en estado T7451. La geometría de dicha muestra ha imposibilitado el mecanizar unas probetas con espesor suficiente para poder obtener un valor del factor de intensidad de tensiones crítico.

b.- Se aprecia una fuerte anisotropía, siendo los valores obtenidos en la orientación L-T vez y media mayores que los registrados en la orientación T-L. Aunque en otros trabajos previos se ha señalado la existencia de cierta anisotropía de la tenacidad del material extruido, en ningún caso se ha llegado al extremo observado en el presente trabajo.

c.- El estudio metalográfico de las probetas revela una microestructura constituida por granos alargados en la dirección de conformado, juntamente con regiones no recristalizadas, con subgranos muy finos en su interior, y la presencia de partículas de diferentes fases. Resulta difícil admitir que dicha anisotropía se deba, al menos en exclusiva, a este factor.

d. El análisis fractográfico muestra en todos los casos la presencia de un notable número de cúpulas dúctiles, aunque las partículas que las han generado difieren de una a otra probeta. En tanto que en las probetas que se extrajeron con orientación T–L, las gran mayoría de las partículas se hallan constituidas por aluminio, cobre y hierro, con o sin cinc en su composición, en las que se mecanizaron en la orientación L-T, se detectan otras formadas por magnesio, silicio y hierro, observadas tan sólo en muy pocas ocasiones en las anteriores.

e.- La diferente naturaleza y número de las partículas que han participado en el proceso de fallo de uno y otro grupo de probetas pudiera justificar la anisotropía de valores existente entre las probetas extraídas en una y otra orientación. No obstante, aún se debe profundizar en el estudio para encontrar una explicación razonable a la participación o no de estas partículas en el proceso de fallo.

f.- En cualquier caso, dada la notable participación del silicio y del hierro, elementos ambos que constituyen impurezas del material, en el proceso de fallo parece lógico recomendar el restringir aún en mayor medida la presencia de cualquiera de ellos en la aleación.

5. REFERENCIAS

[1] Staley J. T., Lin J. y Hunt W. H. Jr. "Aluminium alloys for aerostructures", Advanced Materials and Proceses. Vol. 10, 1997, 17-20.

[2] Schöen M. "Materiales utilizados en aeronáutica". Jornadas sobre Materiales Avanzados para Aeronáutica y Espacio. San Sebastián. Diciembre 1992.

[3] Atxaga G. e Irisarri A. M. "Estudio del comportamiento a fractura de dos aleaciones de aluminio" Anales de Mecánica de la Fractura. Vol. 15, 1998, 192 – 197.

[4] Irisarri A. M. y Atxaga G. "Fractographic study of two damage tolerant aluminium alloys". 13th European Conference on Fracture. San Sebastian 2000.

[5] Atxaga G., Irisarri A.M., Pelayo A. y Plaza L. M. "Comportamiento frente a la fatiga de una chapa gruesa de una aleación de aluminio 7475-T7351". Anales de Mecánica de la Fractura. Vol 16, 1999, 96 – 101.

[6] Alpay S. P. y Gürbüz R. "Effect of aging on the fatigue crack growth kinetics of an Al-Zn-Mg-Cu alloy in two directions" Scripta Met. Mater. Vol. 30, 1994, 423 – 427.

[7] ASTM E399. "Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials" Annual Book of ASTM Standards. Vol. 03.01.

[8] Bucci R. J. "Selecting aluminum alloys to resist failure by fracture mechanisms" Engng. Fract. Mech. Vol. 12, 1979, 407 – 441.

[9] Mueller L. N. "ALCOA aluminum alloy 7050" Green Letter No. 220, Aluminum Company of America, 1985.

[10] "Properties of Wrought Aluminum and Aluminum Alloys" Aluminum and Aluminum Alloys ASM International. Materials Park, Ohio, 1993, 696.

[11] "Microstructure of Alloys" Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. ASM Metals Park Ohio, 1984, 58 – 104.

[12] Sanders T. H. y Staley J. T. "Review of fatigue and fracture on high strength aluminum alloys". Fatigue and Microstructure. Ed. M. Meshii. ASM Metals Park, Ohio, 1979, 467 – 522.

[13] "Effects of alloying elements and impurities on properties". Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. ASM Metals Park Ohio, 1984, 200 – 241.