

ROTURA DE PROBETAS SINTERIZADAS DE Al AM CON ADICIÓN DE SILICIO

J. J. Fuentes, J. A. Rodríguez, E.J. Herrera

Universidad de Sevilla
Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales
Escuela Superior de Ingenieros
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla

Resumen. Se han preparado polvos metálicos de aluminio aleado mecánicamente, Al AM, por molienda en un attritor vertical. Con la finalidad de mejorar la sinterabilidad de los polvos de Al AM, se ha añadido a los polvos, una vez molidos, un 0.6% de silicio. Partiendo de esta mezcla, se han fabricado probetas pulvimetalúrgicas por prensado mecánico y sinterización en vacío. Diversos estudios de propiedades mecánicas y estructurales indican que el uso del silicio mejora, en general, las propiedades mecánicas del aluminio Al AM sinterizado. El mecanismo principal de la fractura en los compactos Al AM es la descohesión de las partículas metálicas. Sin embargo, en las muestras con Si, la rotura es transgranular y dúctil. Se concluye que es aconsejable el empleo de partículas de Si muy finas y un rectificado de los compactos sinterizados.

Abstract. Mechanically alloyed aluminium powders, Al AM, have been prepared by milling in a vertical attritor. To improve the sinterability of Al AM powders 0.6% silicon has been added after milling. The mixed powder has been consolidated by cold pressing and vacuum sintering. Different mechanical and structural studies have been carried out. It has been observed that the addition of silicon improves the mechanical properties of sintered Al AM. The main fracture mechanism of Al AM compacts is particle decohesion. Nevertheless, in Si-added compacts, fracture is ductile and transgranular. It is suggested the use of very fine silicon, as additive, and a final grinding of sintered compacts.

1. INTRODUCCIÓN

Polvo de aluminio aleado mecánicamente, Al AM, se ha preparado en un molino vertical de bolas de alta energía (attritor). El aleado mecánico produce polvos metálicos, Al AM, de una gran dureza, cuyas partículas están recubiertas por finas películas de óxido de aluminio. La presencia de estas capas de óxido dificulta el proceso de consolidación de los polvos, ya que los óxidos actúan como barreras para conseguir un contacto íntimo entre las partículas metálicas. Por consiguiente, el conformado pulvimetalúrgico (P/M), corrientemente, suele incluir una etapa de deformación en caliente, en general una extrusión en caliente (Fig. 1, superior), que permite la rotura de las películas de óxido y de este modo el contacto directo entre las partículas metálicas propiamente dichas [1, 2]. En nuestro Laboratorio se ha desarrollado un método alternativo de consolidación consistente en un ciclo doble de prensado en frío y sinterización en vacío [3, 4] que elimina la necesidad de una deformación en caliente. Actualmente, los autores están desarrollando una nuevo procesado -más simple- en el sentido de una reducción de sus etapas, que consiste en un solo prensado mecánico en frío y sinterización en vacío (Fig. 1, inferior), que lo hace mucho más atractivo en los aspectos técnicos y

económicos para la industria pulvimetalúrgica. En esta investigación, se estudia la fractura de probetas pulvimetalúrgicas, preparadas por este nuevo procedimiento simplificado, a partir de polvo de aluminio aleado mecánicamente, Al AM o por simple mezcla de Al AM con 0.6% de silicio, empleando, para ello, partículas de Si de dos granulometrías diferentes.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se ha empleado polvo de aluminio comercial, Al, obtenido por atomización en aire del metal fundido, suministrado por la empresa Eckart-Werke, de Alemania. Es un polvo de aluminio de alta pureza, 99.5% mínimo, siendo su principal impureza un 0.15% de hierro. El tamaño medio de partícula es de 45 μm y el 99.43% es menor de 150 μm . La microdureza $HV_{0.02}$ es de 22. El polvo Al se sometió a molienda en un attritor, en una atmósfera de aire confinado, durante 10 h [5]. El attritor es un molino de bolas vertical, donde las bolas son agitadas por paletas giratorias. La velocidad de giro fue de 500 rpm y como agente controlador del proceso (ACP) se empleó cera micropolvo C-PM, de Hoechst. Esta misma cera se usó como lubricante de las paredes de las matrices en la etapa de prensado en frío. El polvo, de este modo aleado

mecánicamente Al AM, tiene una microdureza $HV_{0.02}$ igual a 79, es decir, de un orden 4 veces superior a la que tenía en estado elemental. El tamaño medio de partícula es de $62\ \mu\text{m}$. Como aditivo de sinterización se empleó polvo de silicio suministrado por la empresa Goodfellow, de Inglaterra. Su pureza es del 97.5%, y sus principales impurezas son Fe, Ca y Al. Este polvo en estado de recepción tenía un 99.13% menor de $150\ \mu\text{m}$ y un tamaño de partícula de $52\ \mu\text{m}$. La microdureza es de $716\ HV_{0.02}$. El polvo de silicio de partida, fue designado como silicio basto, Si(B). Por tamizado, se obtuvo la fracción de polvo de silicio menor de $45\ \mu\text{m}$. Este se designó como silicio fino, Si(F), pudiendo estimarse su tamaño medio de partícula en aproximadamente $5\ \mu\text{m}$. El polvo de Al AM, sin adición de silicio, y con adición de silicio, en sus dos

granulometrías fueron consolidados, independientemente, por el procesado simple descrito anteriormente, en las condiciones que se indican en la Tabla 1. Estos materiales se designaron, respectivamente Al AM, Al AM+0.6Si(B), Al AM+0.6%Si(B)* y Al AM+0.6Si(F). En lo relativo al prensado, se fijó una presión de compactación de 1120 MPa, de forma tal que, tras el prensado, la densidad relativa de los compactos sea del 94%. En las experiencias se prepararon dos tipos de compactos: cilíndricos y en forma de probeta de tracción plana. En la Fig. 2 se esquematizan los compactos con sus respectivas dimensiones. La probeta de tracción P/M utilizada es una modificación de la recomendada en la norma ASTM A370 y MPIF Standard 10 [6, 7].

Tabla 1. Condiciones de preparación y consolidación de los polvos.

MATERIAL	POLVO DE PARTIDA Al AM (10h, 500rpm)	MEZCLADO	PRENSADO, MPa	SINTERIZADO (5Pa), T (°C), t (h)
Al AM	1.5% ACP	-	1120	640, 0.3
Al AM+0.6Si(B)	1.5% ACP	0.6%Si(<150 μm)	1120	640, 0.3
Al AM+0.6Si(B)*	1.5% ACP	0.6%Si(<150 μm)	1120	650, 1
Al AM+0.6Si(F)	1.5% ACP	0.6%Si(<45 μm)	1120	650, 1

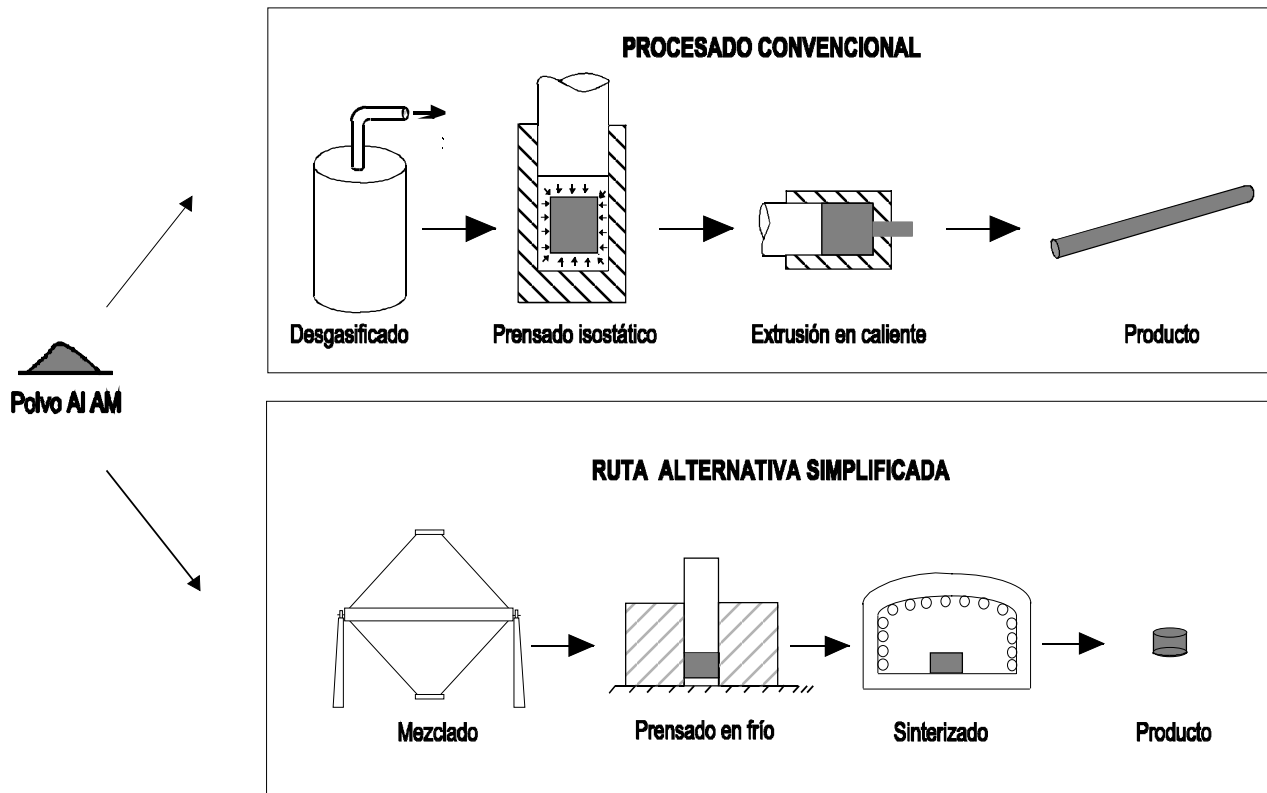


Fig. 1. Dibujo esquemático que ilustra la ruta de procesamiento convencional y la nueva más simple.

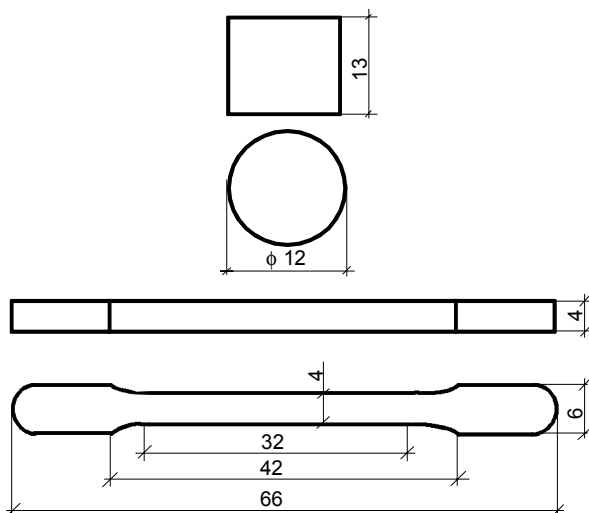


Fig. 2. Forma y dimensiones de los compactos.

Después de la etapa térmica se determinó, sobre las probetas cilíndricas, la dureza Brinell y la densidad relativa, mientras que sobre las probetas de tracción se determinaron la resistencia a la tracción y el alargamiento. Una vez ensayadas las probetas de tracción se estudiaron los perfiles de fractura por microscopía óptica, para lo cual fue necesario empastillar en resina de poliéster, la porción de la probeta próxima al plano de fractura. También, se estudiaron las superficies de fractura por microscopía electrónica de barrido SEM, en el modo de operación de electrones secundarios (SE). Para su comparación, se ensayaron probetas de Al AM en verde, es decir, sólo prensadas a 1120 MPa.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Propiedades mecánicas.

En la Tabla 2 se recogen, tras la etapa de sinterizado, los valores de densidad relativa (D), dureza Brinell (HB), resistencia a la tracción (R) y alargamiento (A) de las probetas P/M de los materiales estudiados.

El grado de adhesión conseguido en los materiales se traduce en una mejora de la densidad y de las propiedades mecánicas de los compactos, en particular, de la resistencia máxima y de la ductilidad.

De este modo, la densidad relativa se mejora conforme se incrementan los parámetros térmicos, es decir, temperatura y tiempo, y el grado de finura de las partículas de silicio, alcanzándose una densidad relativa alta de 96.5% en la mezcla de Al AM con silicio fino. La densidad más baja (93%), y por tanto el compacto de mayor porosidad residual (7%), lo presenta el material Al AM. La mejora de la densidad en los materiales de la mezcla Al AM + Si está asociada a un incremento en el número de contactos entre las partículas metálicas, que resultan de la interdifusión atómica entre los componentes de la mezcla, bien en estado sólido o líquido, durante la etapa de sinterización.

La dureza de un compacto sinterizado depende de la dureza intrínseca del material y/o de sus características de porosidad. La adición del silicio al aluminio debería, en principio, promover su incremento de dureza, por formación de una solución sólida. No obstante, hay una ligera caída en una unidad de la dureza en el material Al AM+0.6Si(B) (81 HB) con relación al Al AM (82 HB). Esto es debido a que la reacción del silicio con el Al AM, durante el tratamiento a temperatura, da origen, por el contrario, a una fase más blanda, distribuida en la matriz metálica de Al AM. Asimismo, la menor dureza del material de la mezcla Al AM+0.6Si(B)* (69 HB) en comparación con el material de la misma composición, pero, sinterizado a menor temperatura y tiempo, es decir, 640 °C y 0.3 horas, es una consecuencia directa del ablandamiento producido por el incremento de la temperatura y mayor duración de la etapa térmica. En cambio, el incremento de la dureza en el material de la mezcla de Al AM con silicio fino (71 HB) respecto del material con Si(B)* (69 HB) es debido a la menor porosidad del orden del 3.5%.

En lo relativo a las propiedades mecánicas que se derivan del ensayo de tracción a temperatura ambiente, hay diferencias apreciables cuando se varía la composición del material o las variables críticas de la sinterización (T, t). De esta forma, el incremento de la resistencia máxima es significativo al añadirse silicio en un 0.6% en peso al polvo Al AM, y es notable cuando se incrementan los parámetros térmicos, a saber, temperatura y tiempo.

Tabla 2. Propiedades finales de las piezas P/M.

MATERIAL	D, %	HB, kp/mm ²	R, MPa	A, %
Al AM	93.0	82	112±5	0.06±0.04
Al AM+0.6Si(B)	93.3	81	154±27	0.12±0.06
Al AM+0.6Si(B)*	94.8	69	231±3	5.3±0.4
Al AM+0.6Si(F)	96.5	71	236±16	10.1±0.6

El valor más bajo de resistencia corresponde al material Al AM, del orden de 112 MPa, mientras que el material de Al AM, al que se le ha añadido Si(B), procesado en las mismas condiciones, tiene un valor de 154 MPa, lo que representa un incremento en la resistencia del 37%. Igualmente, los materiales de la mezcla Al AM con silicio basto cuyo procesamiento sólo difieren en los parámetros de sinterización, presentan valores de resistencia de 154 y 231 MPa para temperaturas y tiempos de tratamiento térmico menores y mayores, respectivamente. También, hay una mejora moderada de la resistencia entre el material con silicio fino referente al de Si(B)*. Obsérvese que el empleo del silicio, la alta temperatura (650 °C) y la mayor duración de la sinterización (1h), se traduce en un aumento de más del 100% en la resistencia en relación con el material de partida, Al AM, procesado por un ciclo térmico de más baja temperatura (640°C) y corta duración (0.3 horas). La mejora en la resistencia máxima está en consonancia, como se ha referido anteriormente, al incremento del grado de adhesión entre las partículas del material, junto a un menor porcentaje de porosidad y a una mayor finura de poros.

La ductilidad de los compactos también se ve mejorada, como era de esperar (Fig. 3). Así, por ejemplo, los materiales de la mezcla simple de Al AM con silicio basto, que sólo difieren en el procesamiento térmico, presentan alargamientos de 0.12 y 5.30% para los materiales sinterizados a 640 °C por 0.3 horas y 650 °C por 1 hora, respectivamente, lográndose en este último caso un notable incremento de la ductilidad. De la misma manera, en los materiales tratados térmicamente en las mismas condiciones, es decir, 650 °C por 1h, el efecto es destacado cuando se emplea silicio de tamaño más fino. Así, el material de simple mezcla Al AM con Si(F) tiene una ductilidad de alrededor del 10%, que es la más elevada de los materiales ensayados. Estos resultados se explican por los siguientes argumentos: (i) el incremento de los parámetros térmicos, temperatura y tiempo, favorecen la sinterabilidad de las partículas en el sentido que impulsan la interdifusión atómica entre los componentes de la mezcla, (ii) el silicio en las condiciones de la etapa de sinterización forma fase líquida con el Al AM (Fig.4), con lo cual se facilita la disgregación de las películas de óxido que rodean inicialmente a las partículas de aluminio; de este modo, se establecen fuertes uniones entre las duras partículas de Al AM, similarmente a como lo hace el material de aporte en la soldadura blanda, (iii) el silicio de tamaño más fino permite obtener mezclas mucho más homogéneas, y la fase líquida que se forma en la fase térmica, de esta forma mejor distribuida, permite unir más efectivamente las partículas metálicas de Al AM.

3.2. Aspectos microestructurales.

La microestructura de los materiales estudiados en esta investigación, depende, fundamentalmente, de la composición del material y muy particularmente de los

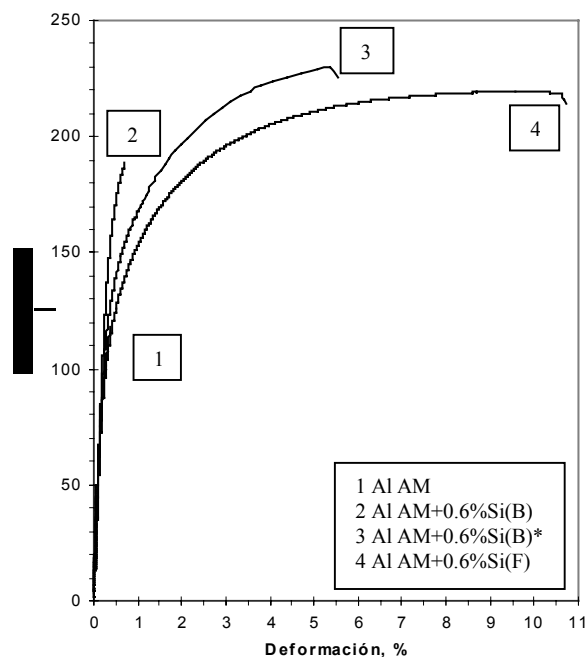


Fig. 3. Gráfica que ilustra la ductilidad y resistencia que presentan los materiales sujetos a tracción.

parámetros de la etapa de sinterización.

Así, el material Al AM en verde, es decir, sólo prensado, consta de una matriz metálica la cual consiste en un agrupamiento de partículas de Al AM, débilmente unidas (Fig. 5a), poros asociados a intersticios interpartículas, microporos propios de las partículas individuales, líneas de plegado y microgrietas en el cuerpo de las partículas que resultan de la deformación mecánica impuesta durante la molienda y, películas de óxido que recubren a las partículas de aluminio. En general, como es evidente de la Fig. 5, las partículas mantienen su forma individualizada, y por supuesto, existen puntos o áreas muy localizadas de contacto directo metal-metal, debido a mecanismos de soldadura en frío por fricción que se producen durante el prensado. Esto significa que el reacomodo y desplazamiento de las partículas que tiene lugar durante el prensado, genera esfuerzos cortantes en las intercaras de las partículas rompiendo la frágil película de óxido que las envuelve y de este modo, permitiendo el contacto íntimo de las partículas metálicas propiamente dichas. Sin embargo, el área de contacto real, es tan pequeña que sólo da lugar a una débil adhesión entre las partículas.

Del otro lado, el material Al AM prensado y sinterizado tiene básicamente la misma microestructura que el material en verde. No obstante, como se advierte en la Fig. 6a hay dos cambios significativos: el primero está relacionado con la menor porosidad, del orden del 7% y, el segundo, relacionado con la sinterabilidad del material en el sentido de que gran parte de la muestra denota fuertes uniones entre sus partículas, y por consiguiente, no son muy visibles las formas individuales de las partículas.

En el caso del material Al AM+0.6Si(B), la adición de silicio al Al AM introduce nuevos cambios microestructurales a lo previsto en el material Al AM procesado en las mismas condiciones. La fotomicrografía de la Fig. 6b revela trazas de silicio que en la fase térmica no ha logrado difundir completamente en la matriz de aluminio. Como resultado de la reacción del silicio con el aluminio en la etapa de sinterización se desarrolla una segunda fase de color blanca al microscopio óptico, aunque muy escasa y sólo visible a mayores magnificaciones. La porosidad residual es relativamente menor, del orden de 6.7%, y regiones algo más extensas del material han sinterizado.

Los materiales Al AM+0.6Si(B)* y Al AM+0.6Si(F), procesados en las mismas condiciones y que sólo difieren en el grado de finura del silicio, presentan porosidades residuales del orden del 5.2 y 3.5%, respectivamente. Estos valores reflejan una reducción significativa de la porosidad o, dicho de otro modo, una mayor densificación que la alcanzada en los materiales antes referidos. En estos materiales son nítidamente visibles dos fases: una blanca y otra gris oscura (Fig. 6c y d). Estas fases se desarrollan como resultado de los procesos de difusión atómica y sinterización en fase líquida, que tiene lugar en estos materiales tratados a mayor temperatura (650 °C) y tiempo (1h). La fase blanca, que se revela fácilmente una vez atacadas las muestras con el reactivo químico de Keller, está constituida por nódulos irregulares, formas anilladas, laminillas curvadas que parecen estar conectadas formando una red en unas regiones y aisladas en otras. Esto sugiere que esta fase blanca provenga de la fase líquida que se forma en la etapa de sinterización, de tal forma que, en la medida que progresa el calentamiento, el líquido formado llena poros, intersticios interparticulares, intercaras de partícula o simplemente avanza a través del cuerpo de las mismas. Del otro lado, la fase oscura procede del material, que ha permanecido sólido durante la sinterización. Esta fase oscura puede considerarse, en gran medida, Al AM enriquecido en silicio por difusión en estado sólido.

En cualquier caso, la solubilidad máxima del silicio en el aluminio, a la temperatura de sinterización (650 °C) es muy limitada, aproximadamente 0.2% Si (Fig. 4).

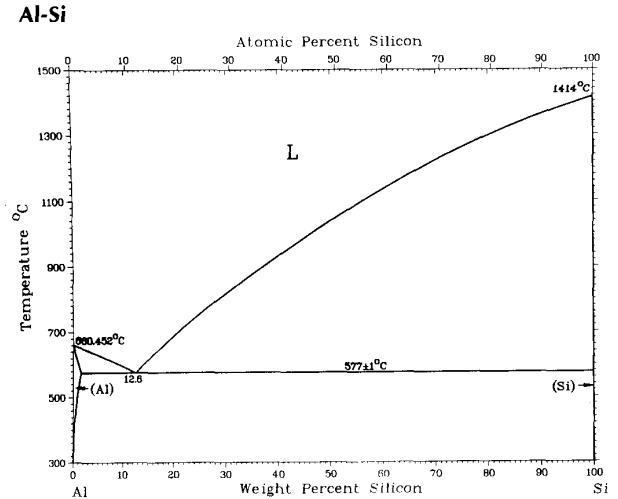
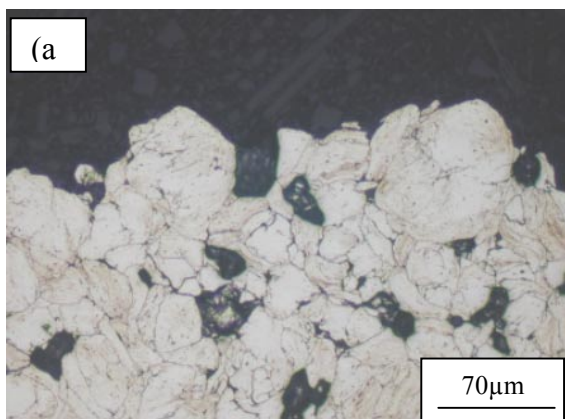


Fig. 4. Diagrama de equilibrio binario Al-Si.

Las durezas medidas a estas fases permiten corroborar estas observaciones, así las microdurezas de las fases blanca y oscura son 22 y 55 HV_{0.02}, respectivamente. Obsérvese que la microdureza de la fase blanca es igual a la obtenida en el aluminio elemental, lo que indica una pérdida del historial de endurecimiento original de las partículas de Al AM, en aquellas regiones en la que ha difundido suficiente silicio como para formar líquido a la temperatura de sinterización. Cabe mencionar, la gran sinterabilidad lograda en estas condiciones, ya que no son evidentes partículas aisladas ni microgrietas asociadas a pobres contactos partícula-partícula.

3.3. Aspectos fractográficos.

La apariencia de la superficie de fractura, topografía, y del perfil del plano de fractura, varía enormemente con el material o composición y, principalmente, de las características microestructurales de los materiales estudiados. Así, en el material Al AM en verde, las imágenes de las Figs. 5a y 5b revelan que la fractura es del

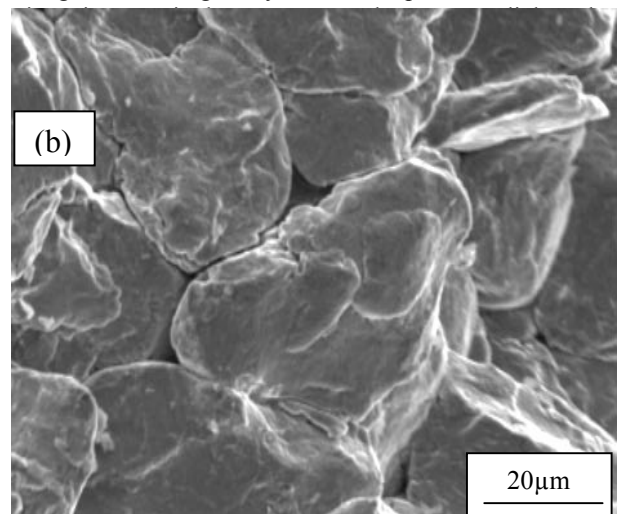


Fig. 5. Imágenes correspondientes al material Al AM en verde: (a) Fotomicrografía del perfil del plano de fractura. (b) Imagen obtenida por SEM en el modo de operación SE.

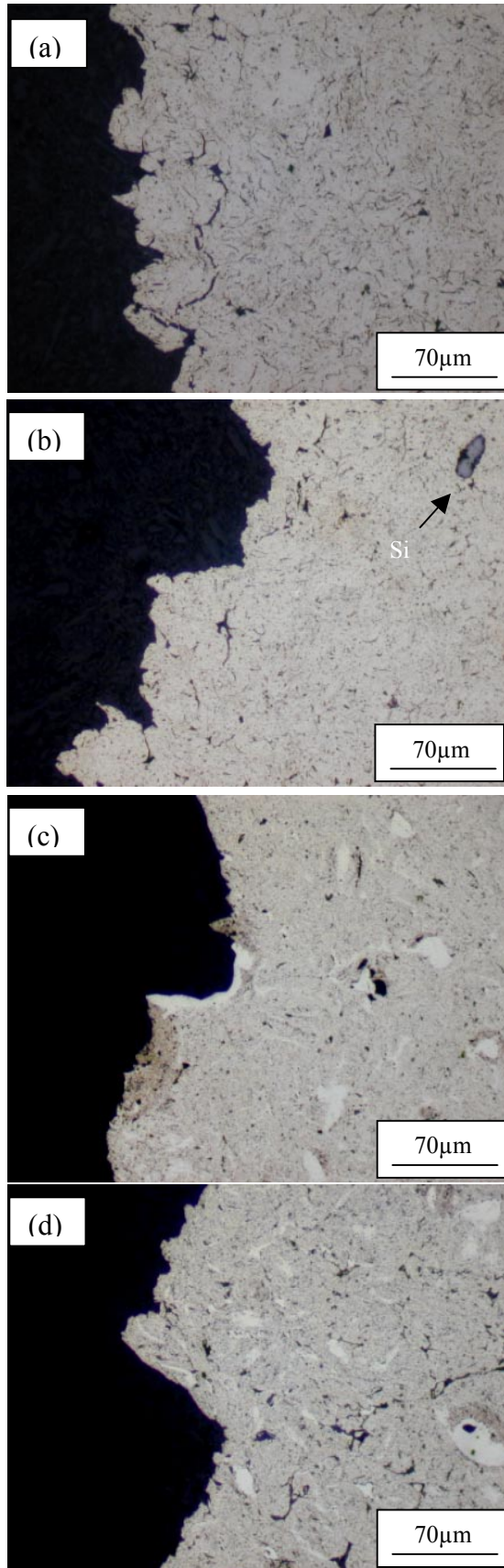


Fig. 6. Fotomicrografías obtenidas por microscopía óptica de luz reflejada: (a) Al AM, (b) Al AM+0.6Si(B), (c) Al AM+0.6Si(B)*, (d) Al AM+0.6Si(F).

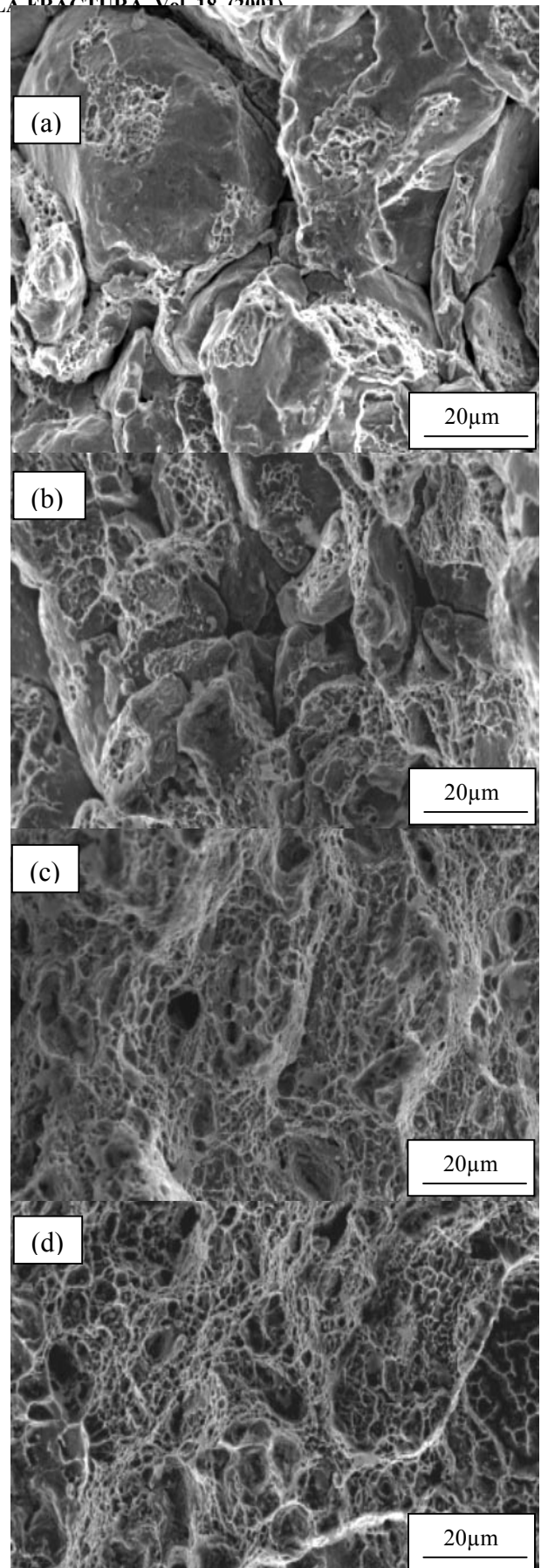


Fig. 7. Imágenes obtenidas por SEM en el modo de operación SE: (a) Al AM, (b) Al AM+0.6Si(B), (c) Al AM+0.6Si(B)*, (d) Al AM+0.6Si(F).

ocurrido por descohesión de las partículas; esto es, en la condición crítica de carga, las superficies simplemente se separan ó despegan entre sí.

Como se ha dicho reiteradamente en apartados anteriores, las películas de óxido superficial que rodean a las partículas de Al AM parecen no ser disgregadas eficientemente durante el prensado y, por consiguiente, previenen el contacto íntimo metal-metal, resultando en una baja adhesión. En cambio, en los materiales Al AM y Al AM+0.6Si(B) prensados y sinterizados en idénticas condiciones, muestran que, aunque la rotura sigue siendo principalmente interparticular, ya son visibles algunos signos de ductilidad y en especial en la mezcla con silicio, como puede contemplarse en las Figs. 7a y 7b. Estas sugieren que algún grado de deformación plástica es alcanzado en regiones concretas de las superficies de las partículas. Esta mejora de la adhesión está relacionada con el tratamiento a temperatura en el primer material y, en el segundo caso, aunado a este factor, la presencia del aditivo de sinterización (silicio). La suma de estos factores conduce a un mayor grado de contacto entre las partículas metálicas propiamente dichas.

Referente a los materiales de la mezcla Al AM con silicio procesados en las mismas condiciones (650 °C, 1h), pero, que sólo difieren en la finura del polvo de silicio, la fractura es principalmente del tipo dúctil (Figs. 7c y 7d), como lo señala la abundante presencia de dimples. El grado de intensidad de deformación plástica, fractura dúctil, es particularmente destacable en la mezcla de Al AM con silicio fino (Fig. 7d). En ambos materiales Al AM+0.6Si(B)* y Al AM+0.6Si(F), las características de la superficie de fractura, indican que la fractura ha tenido lugar por el crecimiento lento de grietas. Estos materiales, al ser pulvimetalúrgicos, poseen poros, algunos de los cuales pueden tener morfología irregular o, dicho de otra manera, contornos angulosos. Esto equivale a decir a que estas discontinuidades forman microentallas o, si se prefiere, auténticas grietas internas. La Fig. 8 muestra una grieta interna doble que crece a partir de un poro de morfología irregular. Por otra parte, la imagen de la Fig. 9, correspondiente a un plano de la probeta de tracción perpendicular a la dirección de prensado, evidencia grietas superficiales relativamente grandes, que avanzan en dirección perpendicular al eje de de tracción. La nucleación de estas grietas, como se acaba de mencionar, tiene lugar en la superficie de las muestras. Estas grietas superficiales, por su tamaño y agudeza, son probablemente las más importantes. La Fig. 10, que corresponde a una porción de la probeta próxima a la superficie, pone de manifiesto que el grado de unión entre las partículas en el borde de la muestra es muy bajo. Pueden distinguirse partículas individuales, debido a débiles uniones con sus vecinas, aun cuando, por las evidencias presentadas hasta aquí, este material, Al AM+0.6Si(F), muestra el mayor grado de adhesión entre las partículas de todos los materiales estudiados. Esto puede explicarse por las siguientes razones: (i) desigual distribución de

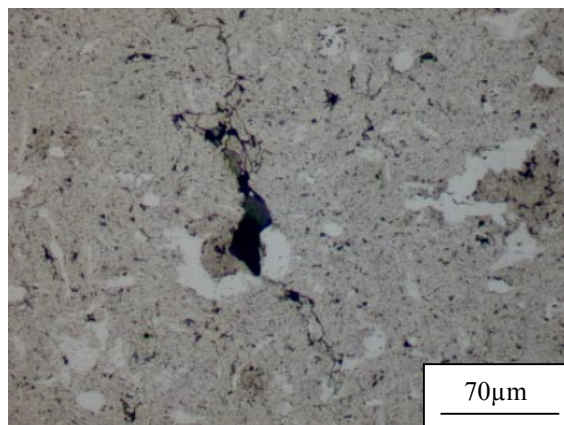


Fig. 8. Fotomicrografía obtenida por microscopía óptica que señala una grieta interna en el material Al.

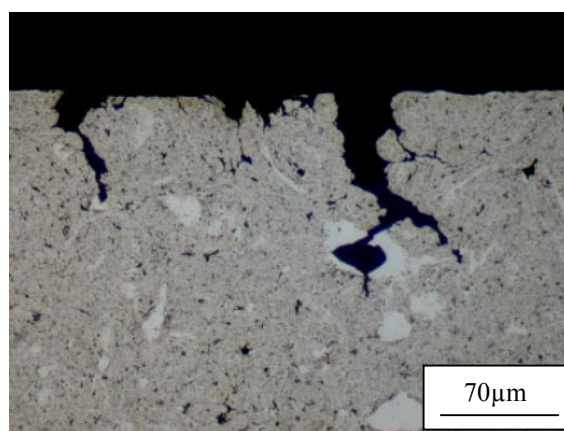


Fig. 9. Fotomicrografía obtenida por microscopía óptica que señala grietas externas (superficiales) en el material Al AM+0.6Si(F)

esfuerzos en el cuerpo del compacto durante el prensado a causa de efectos de fricción de las partículas con las paredes de la matriz y/o punzón conformante, es decir, las partículas en esta región no deslizan efectivamente unas con otras a como lo hacen las que forman el cuerpo propiamente dicho del compacto; (ii) parte del lubricante (consecuencia de la lubricación en las paredes) se introduce en la superficie del compacto, al ser arrastrado por las partículas durante el prensado. Este por un lado, impide la buena adhesión entre las partículas durante el prensado y durante la etapa de sinterización se quema dejando hendiduras e intersticios entre las partículas; (iii) efecto de la expansión elástica que ocurre en los compactos a la salida de la matriz de prensado; (iv) oxidación preferente, durante la sinterización en vacío imperfecto, de las regiones interparticulares. Además, no hay que descartar la posibilidad de formación de grietas en el seno del material como resultado de la nucleación, crecimiento y coalescencia de hoyuelos (dimples)[8].

En resumen, la fractura de estos compactos es el resultado de la coalescencia de pequeñas grietas, de génesis distintas, y propagación transgranular (ó, mejor dicho, transparticular) de la grieta final resultante.

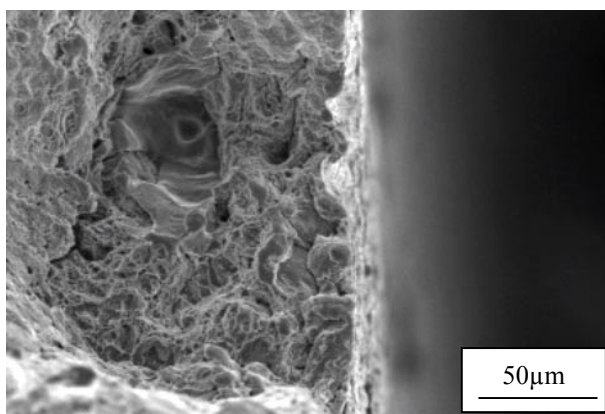


Fig. 10. Microfractografía obtenida por SEM en el modo de operación SE, en la región próxima al borde de la superficie de fractura del material Al AM+0.6Si(F).

4. CONCLUSIONES

La sinterabilidad de las partículas de aluminio aleado mecánicamente (Al AM), consolidadas por un nuevo procesado pulvimetalúrgico simple, de prensado mecánico en frío y sinterización en vacío, se ve notablemente mejorada por el empleo del silicio como aditivo de sinterización y, en especial, con silicio de tamaño fino ($<45\ \mu\text{m}$). La presencia del silicio origina durante la sinterización una fase líquida que disgrega las películas indeseables de óxidos que recubren a las partículas primarias de Al AM y, al mismo tiempo, dan lugar, durante el enfriamiento, a una fase cementante que liga a las partículas de Al AM entre sí. La mayor adhesión entre estas partículas se traduce en mejores propiedades: mayor densificación, resistencia a la tracción y ductilidad.

La fractura de los compactos con adición de silicio es de carácter dúctil, originada a partir de grietas externas (fallos de la superficie de los compactos), grietas internas (poros irregulares) y, posiblemente, también por nucleación, crecimiento y coalescencia de hoyuelos (dimples). El crecimiento de la fractura resultante final tiene lugar a través de la matriz (transgranular).

Los resultados de este trabajo sugieren que las propiedades de estos materiales pulvimetalúrgicos podrían mejorarse por: (a) sometimiento de los compactos sinterizados a un ligero rectificado superficial para eliminación de fallos (grietas), y (b) adicionando silicio de tamaño aún más fino ($<<45\mu\text{m}$), que el empleado.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida de la CICYT, a través del proyecto de investigación TRA99-0525.

6. REFERENCIAS

- [1] Bomford M.J. y Benjamin J.S., "Mechanically alloyed aluminium-aluminium oxide", US Patent 3,816,080, June 11, 1974.
- [2] Jangg G., Kutner F. y Korb G., "Herstellung und Eigenschaften von Dispersionsgehärteten Aluminium", *Aluminium* **51**, 641-645 (1975).
- [3] Rodríguez J.A., Gallardo J.M. y Herrera E.J., "Consolidation of mechanically alloyed aluminium by double cold pressing and sintering", en *Advances in Materials and Processing Technologies* (Ed. Hashmi, M.S.J.) pp. 241-249, Dublin City University, Dublin (1992).
- [4] Rodríguez J.A., Gallardo J.M. y Herrera E.J., "An alternative route to the consolidation of mechanically alloyed aluminium powder", *Mater. Trans., JIM*, **36** (2), 312-316 (1995).
- [5] Rodríguez J.A., Gallardo J.M. and Herrera E.J., "Structure and properties of attrition-milled aluminium powder", *J. Mat. Sci.*, **32**, 3535-3539 (1997).
- [6] "Tension test specimen for pressed and sintered metal powders", MPIF Standard 10, Metal Powder Industries Federation (1963).
- [7] "Mechanical testing of steel products", ASTM Standard Method A370, American Society for Testing and Materials (1977).
- [8] Hull D., "Fractography: observing, measuring and interpreting fracture structure topography", pp. 219-240, Cambridge University Press, Cambridge, U.K., 1999.