

## COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE MEZCLAS DE POLIESTIRENO Y MICROESFERAS DE VIDRIO

M. Sánchez-Soto, A. Gordillo, M. LL. Maspoch, J.I. Velasco, O.O Santana, A.B. Martínez

Centro Catalán del Plástico  
Universidad Politécnica de Cataluña.  
C/Colom 114 08222 Terrassa

**Resumen.** En este trabajo se estudia fundamentalmente la evolución de los parámetros de fractura de un modelo de material formado por mezclas de poliestireno y microesferas de vidrio. El módulo elástico y los parámetros de fractura de los compuestos han sido determinados y comparados tanto a baja como a alta velocidad de deformación en función del contenido de microesferas. Se han aplicado los criterios de la LEFM ( $K_{IC}$  y  $G_{IC}$ ) y de la EPFM ( $J_{IC}$ ) encontrándose que el máximo refuerzo se produce en las proporciones intermedias de carga (6 - 15 % en peso). A baja velocidad de deformación el carácter de la fractura de los compuestos es frágil aunque a partir de un contenido del 10% en peso de microesferas se estabiliza la propagación. A alta velocidad de deformación hay menos interacción entre partícula-matriz y predomina el carácter inestable de fractura de la matriz, aunque se observa una leve mejoría de  $K_{IC}$  y  $G_{IC}$  los incrementos relativos son menores que los hallados a baja velocidad.

**Abstract.** Both fracture parameters and Young's modulus evolution of a material model composed by Polystyrene and Glass Beads have been determined at high and low strain rate as a function of the second phase amount. Fracture parameters ( $K_{IC}$ ,  $G_{IC}$  and  $J_{IC}$ ) were calculated using the LEFM and EPFM criteria finding the maximum reinforcement at middle levels of glass beads content (6%-15 % w). The composite fracture behaviour at low strain rate was always brittle although it was found that beads stabilizes its propagation. At high strain rate, the particle-matrix interaction decrease and the particle reinforcement effect is lower, however a small increment in  $K_{IC}$  and  $G_{IC}$  was found.

### 1. INTRODUCCIÓN

Tradicionalmente la utilización de cargas minerales de alto módulo mezcladas con matrices poliméricas ha tenido por objeto la mejora de la rigidez del conjunto, sin embargo la incorporación de una segunda fase produce cambios significativos en las características y en las propiedades del compuesto final, cambios que es necesario analizar para optimizar el comportamiento del material compuesto.

En este trabajo se ha querido estudiar la fractura de los sistemas formados por una matriz termoplástica que se deforma a través de crazing y por una carga de mayor rigidez que la matriz. Para ello se ha elaborado un modelo de material constituido por una matriz de poliestireno (PS) y una segunda fase de microesferas de vidrio (MV).

El poliestireno es un termoplástico amorfo que en tracción exhibe un comportamiento frágil con baja absorción de energía y cuyo mecanismo de fractura principal es el crazing [1-2]. La importancia de este fenómeno es que a temperatura ambiente constituye el

principal mecanismo de deformación del poliestireno, controla su fractura y es su mayor fuente de ductilidad.

Uno de los métodos más utilizados para el cálculo de los parámetros de fractura del poliestireno ha sido el empleo de la Mecánica de la Fractura Elástico Lineal (LEFM) [3-4], que es aplicable a aquellos materiales cuyo comportamiento es esencialmente elástico y lineal o bien en aquellos casos en los que la zona plástica que se desarrolla es mucho menor que las dimensiones de la probeta.

La mecánica de la fractura elastoplástica (EPFM) es una alternativa en la caracterización de aquellos sistemas donde la cantidad de deformación plástica no es despreciable o bien cuando la propagación es estable y no se cumple la LEFM. Uno de los procedimientos que se aplican es el concepto de la integral de contorno o integral J. En este trabajo se han comparado diversas aproximaciones como la propuesta por Narisawa y Takemori [5], la del ESIS [6] y el método de la curva patrón [7]

Maspoch y Martínez [8] determinan que la ausencia de lubricantes en la formulación del poliestireno hace variables los valores de los parámetros de fractura.

Las microesferas de vidrio son un tipo de carga de rigidez media cuya forma y naturaleza isotrópica minimiza los efectos de orientación o dispersión asociados al método de procesamiento y facilita la identificación de los mecanismos operantes en el sistema. La mezcla de microesferas junto a la matriz de poliestireno da lugar a un material compuesto, a priori, uniformemente reforzado y de alta regularidad estructural.

Las características morfológicas de las muestras PS-MV son dependientes tanto del grado de mezcla alcanzado entre las fases como de las condiciones generadas durante la inyección. Es bien conocido [9] que las características morfológicas son dependientes del patrón de flujo originado durante el llenado de la cavidad. Por otro lado la presencia de una carga rígida puede dar lugar a dominios localizados que contienen acumulaciones de carga junto con zonas en las que existe un defecto de la misma.

## 2. MATERIALES Y COMPOSICIÓN.

Como matriz se seleccionó un grado comercial de poliestireno de alta fluidez denominado Lacqrene-1541 y suministrado por ELF-Atochem. Esta variedad se caracteriza por incluir en su formulación un 5% de aceites lubricantes.

Las microesferas de vidrio, con una distribución de partículas entre 120  $\mu\text{m}$ . y 2  $\mu\text{m}$  y con un tamaño medio de 27.4  $\mu\text{m}$ . fueron suministradas por Sovitec Ibérica.

Inicialmente se prepararon diversas series con partículas modificadas superficialmente con diferentes agentes de adhesión, sin embargo, la presencia de lubricantes impidió obtener una buena adhesión entre las fases [10] por lo que el estudio se llevó a cabo con partículas no tratadas.

El proceso de mezcla se realizó en una extrusora corrotatoria de doble husillo (Collin T-20) con diámetro de husillo de 24 mm y relación  $L/D=25$ . El perfil de temperaturas empleado en las diversas zonas de la extrusora fue de 70, 120, 145, 160 y 165  $^{\circ}\text{C}$  siendo la mayor la correspondiente a la boquilla. Estas temperaturas se seleccionaron expresamente bajas para evitar la degradación del material. Se adaptó una boquilla de 3 mm de diámetro y el extrudado se enfrió en un baño de agua y fue posteriormente granceado.

Variando la dosificación de la carga se prepararon siete composiciones diferentes con composiciones variando entre 0 y 40 % en peso de microesferas (Tabla 1).

Una vez obtenidas las mezclas se alimentaron a una inyectora Meteor 440/90 de Mateu & Solé moldeándose probetas halterio y prismáticas correspondientes al molde normalizado ASTM D-647. El perfil de temperaturas de proceso desde alimentación a boquilla fue: 185-210-215-225-235-240  $^{\circ}\text{C}$ .

Las muestras se recocieron posteriormente a 70  $^{\circ}\text{C}$  durante 6 horas al objeto de aliviar las tensiones residuales internas.

Finalmente las probetas prismáticas se cortaron por la mitad hasta obtener unas dimensiones de 12.7 x 6.35 x 63.5 mm, y se entallaron en su centro agudizando la entalla con una hoja de afeitar. En todos los casos las muestras se dejaron reposar 48 h antes de ensayarlas para favorecer la relajación de tensiones en la punta de la grieta.

## 3. EXPERIMENTAL

### 3.1 Contenido y distribución de partículas.

El contenido de microesferas en cada muestra se ha hallado mediante un análisis de cenizas por calcinación de trozos de material extraídos de la sección central de las probetas. Las probetas se eligieron al azar efectuándose tres réplicas por composición.

Adicionalmente y de forma complementaria, para evaluar cuantitativamente la distribución de partículas en las probetas se realizó un análisis del porcentaje de carga en cada una de las zonas representadas en la figura 1. En este caso las calcinaciones se realizaron solamente sobre la muestra con más microesferas (A40) ya que en esta composición las diferencias son más significativas.

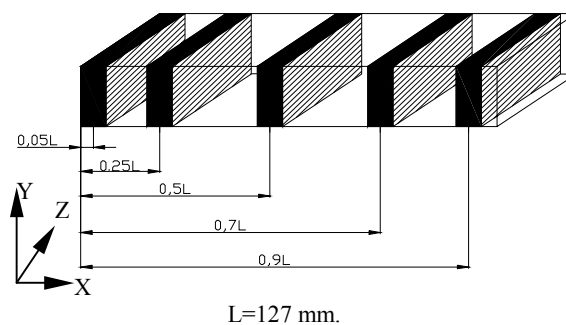


Fig. 1. Esquema de las secciones realizadas.

### 3.2. Análisis morfológico.

La morfología de los compuestos se ha analizado cualitativamente mediante su observación por microscopía de reflexión. Con una cortadora de precisión Isomet se seccionaron las muestras en 4 trozos a distancias  $X_1=0.25 L$ ,  $X_2=0.5 L$ ,  $X_3=0.75 L$  y  $X_4=L$  ( $L=127$ ) respecto del punto de inyección. Los cortes se pulieron cuidadosamente antes de su observación.

### 3.3 Ensayos de tracción.

Los ensayos de tracción a baja velocidad de deformación se realizaron en una máquina universal de ensayos (Adamel Lomarghy) a velocidades de separación de mordazas variables, de 0.1/ 5 / 10 y 50 mm/min, determinándose el módulo elástico a partir de las curvas tensión-deformación ingenieriles.

El módulo elástico a alta velocidad de deformación se obtuvo a partir de ensayos de rebote en geometría Charpy por aplicación de la ecuación que define la flexibilidad de una probeta prismática no entallada:

$$E = \frac{S^3}{4Bw^3} \left[ \frac{P}{d} \right] \left[ 1 + 2.85 \left( \frac{w}{S} \right)^2 - 0.84 \left( \frac{w}{S} \right)^3 \right] \quad (1)$$

siendo en la configuración adoptada  $S=50.8\text{mm}$ ,  $w=6.35\text{mm}$ , y  $B=12.7\text{ mm}$ .

### 3.4 Ensayos de fractura

Los ensayos de fractura a baja velocidad de deformación se realizaron a temperatura ambiente en una máquina universal de ensayos con velocidad de acercamiento de mordazas de 1 mm/ min. En la aplicación de la LEFM se empleó la técnica de múltiples probetas con entalla variable entre 3 y 7.5 mm. e incremento de 0.5 mm entre ellas.

El análisis elastoplástico se realizó sobre probetas SENB a la misma velocidad y con entallas cumpliendo la relación:

$$0.5 \leq a/w \leq 0.65 \quad (2)$$

El valor de  $J$  para las muestras se determinó de acuerdo con la siguiente ecuación que incorpora una corrección por propagación de grieta [6]

$$J = \frac{2U^*}{B(w-a)} \left[ 1 - \frac{0.5\Delta a}{(w-a)} \right] \quad (3)$$

Los ensayos de fractura a alta velocidad de deformación fueron realizados sobre las probetas prismáticas entalladas de igual forma que a baja velocidad. La configuración adoptada fue la tradicional Charpy y la velocidad de ensayo 0.5 m/s. Los ensayos se realizaron en un equipo pendular instrumentado CEAST con masa impactora de 2,5 Kg.

## 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 4.1. Contenido y distribución de partículas.

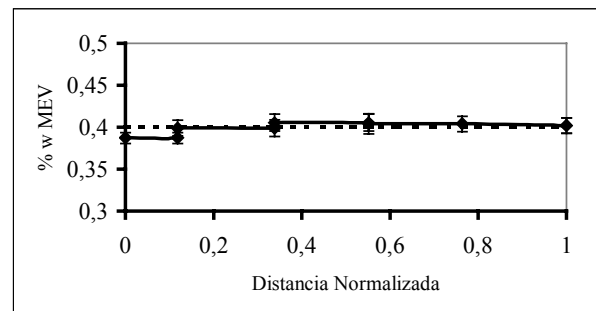
El análisis del contenido real de microesferas en cada una de las mezclas realizadas ha arrojado valores muy

cercanos a los porcentajes nominales iniciales, con desviaciones muy pequeñas. Los porcentajes experimentales se reflejan en la tabla 1.

**Tabla 1.** Porcentajes nominales y experimentales de microesferas.

Muestra	% peso nominal	% peso real
PS	0	0
A2	2	$1.91 \pm 0.02$
A6	6	$6.25 \pm 0.17$
A10	10	$10.16 \pm 0.03$
A15	15	$14.78 \pm 0.14$
A25	25	$25.38 \pm 0.07$
A40	40	$40.16 \pm 0.51$

En los cortes efectuados a distancia variable respecto del punto de inyección de las probetas (figura 1) tampoco se han apreciado diferencias sustanciales en lo relativo al contenido de carga. Sin embargo los resultados reflejados indican una ligera tendencia al incremento del número de partículas a medida que nos alejamos del punto de inyección, con un máximo entre las posiciones 0,5 L y 0,7 L.



**Fig 1.** Contenido de microesferas a lo largo de la probeta, muestra A40. En línea discontinua se representa el contenido teórico.

Estas observaciones son coherentes con lo señalado por Ogadoh [11] que encuentra desviaciones entorno del 15% cuando emplea microesferas de vidrio tamaños superiores a 250  $\mu\text{m}$ ., mientras que con diámetros menores las desviaciones son menores.

Los análisis de contenido de partículas proporcionan información sobre la cantidad de microesferas que contiene un determinado volumen de probeta pero no nos indican como está repartida. Para establecer el estado de dispersión es necesaria la observación microscópica.

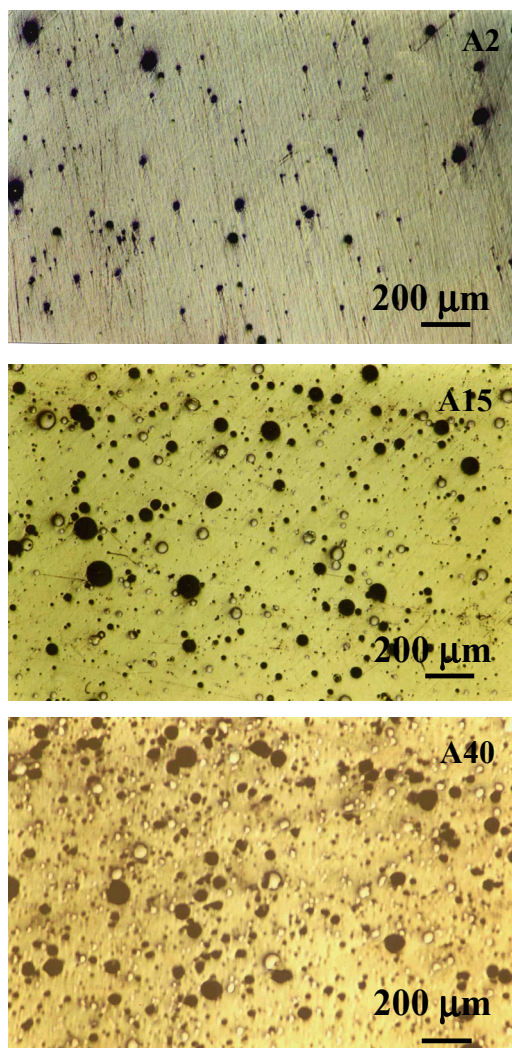
### 4.2.- Morfología.

El análisis microscópico de las secciones transversales de las diferentes mezclas ha revelado una distribución de partículas al azar. En la figura 2 se incluyen las

fotografías correspondientes a los cortes practicados sobre las secciones centrales de las probetas ( $X=0,5 L$ ) para tres composiciones diferentes. En ninguno de los casos estudiados se ha observado disposiciones definidas de las partículas, siendo destacable la ausencia de agregados de partículas aún con el mayor porcentaje de microesferas. Tampoco se han apreciado zonas con defecto de partículas.

El excelente grado de aleatoriedad se asocia a la eficacia del proceso de mezcla en la extrusora de doble husillo y también a la elevada fluidez de la matriz.

La dispersión conseguida permite asegurar la isotropía de los compuestos y la no influencia de la distribución sobre las propiedades mecánicas y sobre los parámetros de fractura.

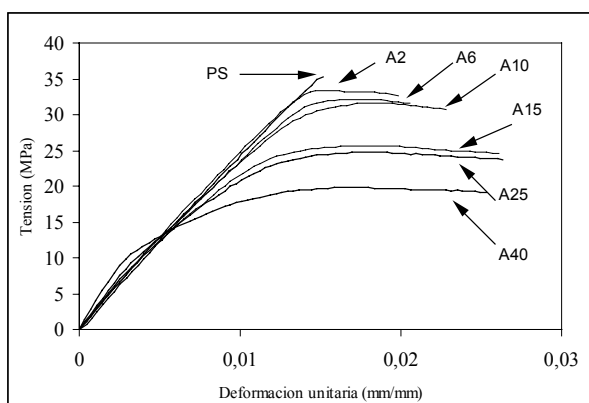


**Fig 2.** Distribución de partículas en la secciones centrales de las probetas ( $X=0.5 L$ ). Flujo perpendicular a la página.

### 4.3. Propiedades mecánicas.

El comportamiento a tracción del poliestireno se corresponde con el de un material esencialmente elástico y lineal hasta la rotura.

Las microesferas tienen una rigidez mayor que la matriz ( $E_{MV}/E_{PS} = 27$ ) y por lo tanto su incorporación incrementa el módulo elástico del sistema como consecuencia de la aparición de restricciones a la movilidad y deformabilidad de la matriz. Otras consecuencias son la reducción de la resistencia a la tracción y un marcado aumento de la deformación a rotura. Estos aspectos pueden apreciarse en la figura 3.



**Fig. 3.** Curvas tensión-deformación de los compuestos PS-MV.

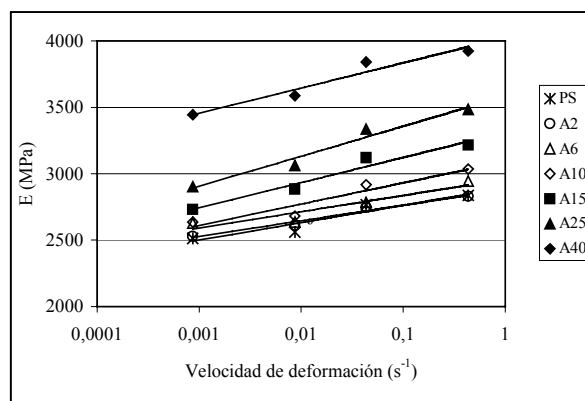
En las probetas de tracción no se ha observado estricción por lo que el incremento de volumen se atribuye enteramente a la acción dilatante del crazing. La extensión de dicho mecanismo a un amplio volumen de la probeta justificaría el incremento de deformación observado en los compuestos.

En la figura 4 se muestra la evolución del módulo de elasticidad con respecto a la velocidad de deformación impuesta en el ensayo. La rigidez del sistema aumenta paralelamente al incremento en la velocidad de deformación y de forma independiente respecto del contenido de microesferas de vidrio. Este hecho es indicativo de que el fenómeno es únicamente consecuencia de la naturaleza viscolástica de la matriz.

La variación del módulo del sistema con respecto de la cantidad de microesferas añadida se ha correlacionado en virtud de diferentes modelizaciones existentes en la literatura [12]. El mejor ajuste se ha conseguido con las ecuaciones que representan condiciones de isotensión y en particular con el modelo de Greszczuck definido por la ecuación siguiente:

$$E_c = E_m \frac{E_p(1 - 2\nu_p\phi - 2(1 - \phi)\nu_m)}{(1 - \phi)(1 - 2\nu_m)E_p + (1 - 2\nu_p)E_m\phi} \quad (4)$$

Donde  $E_c$ ,  $E_p$  y  $E_m$  son los módulos,  $\nu_m$  y  $\nu_p$  los coeficientes de Poisson y  $\phi$  el porcentaje en volumen de microesferas. Los subíndices c, p y m señalan compuesto partícula y matriz respectivamente.



**Fig. 4.** Evolución del módulo con la velocidad de deformación.

En alta velocidad de deformación ( $\approx 0.5$  m/s) los resultados del ensayo de rebote fueron gráficas fuerza-desplazamiento de tipo senoidal. La amplificación de la pendiente inicial de dicha curva permitió encontrar los módulos en rebote (Ereb). La tabla 2 contiene los resultados obtenidos.

**Tabla 2.** Módulos elásticos a alta velocidad de deformación.

Muestra	Ereb (MPa)
PS	$2880 \pm 103$
A2	$2850 \pm 30$
A6	$2899 \pm 121$
A10	$2835 \pm 29$
A15	$2899 \pm 38$
A25	$2991 \pm 42$
A40	$3077 \pm 132$

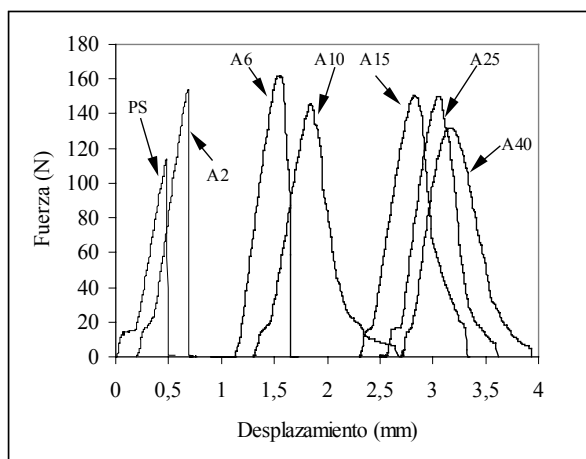
### 4.4. Comportamiento a Fractura

En condiciones de baja velocidad de deformación los compuestos estudiados han mostrado comportamientos diferentes. En general, ninguna metodología se ha podido aplicar a todo el conjunto de mezclas, bien como resultado del incumplimiento de las condiciones del procedimiento o bien como resultado de la imposibilidad de realización práctica del ensayo.

Las curvas experimentales fuerza-desplazamiento representativas de las diferentes composiciones son las mostradas en la figura 5.

Tanto el poliestireno como la muestra A2 cumplen los criterios de validez de la LEFM pues su fractura es inestable. La mezcla A6 tiene un comportamiento

intermedio coexistiendo propagaciones estables e inestables.



**Fig. 5.** Curvas fuerza-desplazamiento experimentales de los compuestos (entalla = 5 mm).

A partir de contenidos de MV superiores al 6 % la propagación se estabiliza. En estos compuestos la energía de deformación almacenada en la probeta se libera progresivamente a medida que la grieta avanza. La propagación estable implica una indeterminación en el punto de inicio de grieta y en consecuencia los valores de  $K_{IC}$  y  $G_{IC}$  están sujetos a error. En estos casos se ha caracterizado la fractura a través del método de la integral J.

Los valores experimentales obtenidos como resultado del análisis elástico-lineal se indican en la tabla 3.

**Tabla 3.** Valores de  $K_{IC}$  y  $G_{IC}$  para los compuestos PS-MV.

Muestra	$K_{IC}$ (Mpa m <sup>1/2</sup> )	$r^2$	$G_{IC}$ (KJ/m <sup>2</sup> )	$r^2$
PS	1.43	0.98	0.66	0.91
A2	1.62	0.94	0.85	0.84
A6	1.87	0.96	1.18	0.87

Para el poliestireno los valores de los parámetros de fractura suelen ser muy variables debido a su baja resistencia al crazing.

En nuestro caso, el lubricante contribuye a que se genere una sola craze durante el proceso de entallado. El lubricante actúa como plastificante reduciendo el valor de la tensión de rotura del material y permitiendo una mayor elongación de las fibrillas de la craze; la grieta, entonces, se propaga por el interior de la craze y por consiguiente los valores de  $K_{IC}$  y  $G_{IC}$  son más fiables.

Cuando existe un número reducido de partículas (muestra A2) se generan más crazes por el efecto de

concentración de tensiones de las inclusiones, pero las crazes todavía son grandes porque las partículas están muy espaciadas. En estos casos sigue predominando el tipo de propagación inestable característico de la matriz. No obstante, la generación de un manojo de crazes en la punta de la grieta hace aumentar ligeramente el valor de  $K_{IC}$ .

Cuando existen más partículas la dimensión de la craze queda limitada por la distancia interparticular, no se genera una sola craze sino que entre las partículas aparece un gran número de ellas. La grieta se propaga a través de manojos de crazes y el tamaño de la zona deformada plásticamente tiene un tamaño no despreciable frente al tamaño de grieta. En este caso el valor de  $K_{IC}$  aumenta considerablemente.

El análisis elastoplástico se ha aplicado a todas las muestras con propagación estable de grieta (A10 ÷ A40). En la tabla 4 se han representado los valores obtenidos.  $J_{0,2-E}$  representa el valor característico encontrado por intersección con la ordenada a 0,2 mm. [6],  $J_N$  denomina al valor encontrado por extrapolación a grieta cero según el criterio de Narisawa (figura 7) y  $J_{C-P}$  los resultados obtenidos a través del método de la curva patrón.

**Tabla 4.** Valores de J según diferentes metodologías.

Mezclas	ESIS 91	Narisawa	Curva Patrón
	$J_{0,2-E}$ (KJ/m <sup>2</sup> )	$J_{0-N}$ (KJ/m <sup>2</sup> )	$J_{C-P}$ (KJ/m <sup>2</sup> )
A10	1.05	0.92	1.01
A15	1.21	1.00	1.15
A25	1.02	0.75	0.93
A40	0.87	0.69	0.73

La línea de enroscamiento pierde parte de su significación como criterio de inicio de los compuestos PS.MV pues su expresión asume que la grieta es, en su extremo, roma y de perfil semicircular, mientras que la evidencia experimental indica una forma alargada y estrecha (figura 8). De acuerdo con esta forma, la extrapolación a grieta cero parece ser el criterio que más se ajusta a este tipo de composiciones. En este sentido tanto la curva patrón como el método de Narisawa proporcionan resultados similares.

La proximidad en los valores encontrados por las diferentes técnicas es indicativo de que las gráficas tienen una pendiente uniforme en su inicio de manera que con respecto a la resistencia a la extensión de grieta no existe mucha diferencia entre el periodo de iniciación y el de propagación.

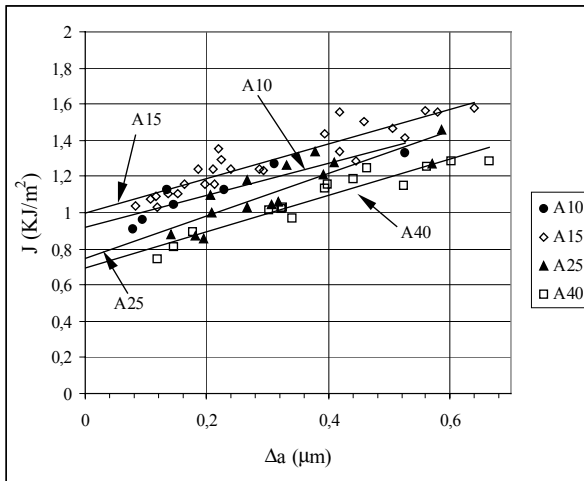


Fig. 7. Curvas J- $\Delta a$  según el criterio de Narisawa.

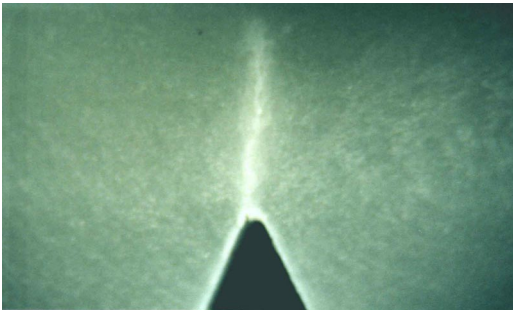


Fig. 8. Detalle de la grieta y de la zona de deformación plástica generada delante de ella. Muestra A40.

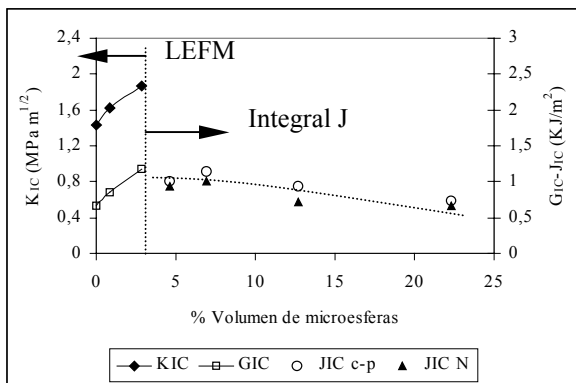


Fig. 9. Evolución de  $K_{IC}$ ,  $G_{IC}$  y  $J_{IC}$  con el porcentaje de microesferas.

Los valores de los parámetros de fractura se representan agrupados en la figura 9.

De la evolución de los parámetros de fractura se desprende que la resistencia al inicio de la propagación de grieta aumenta inicialmente con la introducción de una pequeña cantidad de partículas de vidrio. Este hecho es consecuencia del enroscamiento de grieta producido por la generación de una mayor deformación plástica por crazing. En proporciones intermedias de MV (A6-A15) se alcanzaría la máxima deformación

plástica de la matriz, mientras que el descenso último de  $J_{IC}$  se atribuye a la coalescencia de vacíos que se han generado entorno de las microesferas, y también por la presencia de un mayor número de partículas de vidrio que son inactivas.

Al examinar las superficies de fractura a través de microscopía óptica se observa un aspecto predominantemente liso (fig 10-a) si la cantidad de partículas es nula o pequeña (PS-A2). A partir del 6% de carga el aspecto de la fractura cambia radicalmente siendo la superficie abrupta e irregular (fig 10-b)

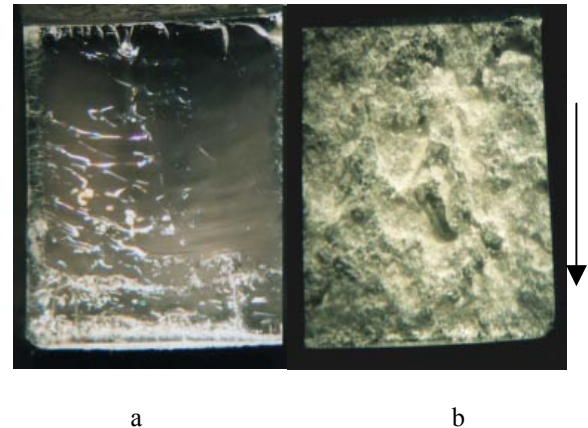


Fig 10. Cambio de la rugosidad en la superficie de fractura. Sentido de propagación indicado por la flecha a- PS, b- A15.

El cambio de aspecto superficial es resultado de una mayor interacción de las partículas con el frente de grieta. En el poliestireno no modificado una craze puede avanzar libremente en el seno de la matriz. En las muestras con microesferas la grieta se ancla en las posiciones ocupadas por las partículas debiéndolas sortear para continuar la propagación. Como consecuencia la grieta se arquea y bordea a la partícula, discurriendo la fractura a través del ecuador lo que evidencia la no adhesión interfacial (figura 11).

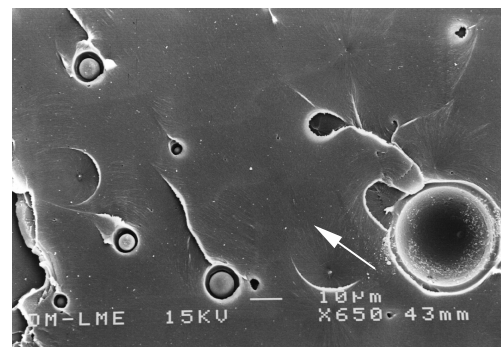
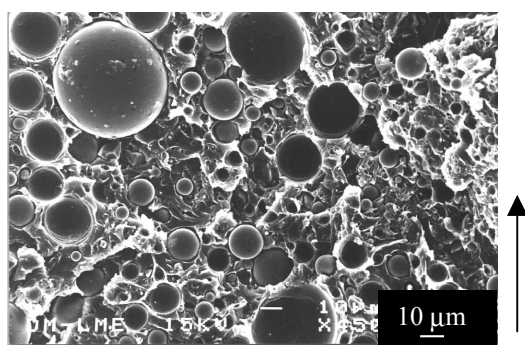


Fig 11. Detalle de la superficie de fractura de la muestra A2. La fotografía corresponde a la zona inmediata a la entalla. La flecha indica el sentido de la propagación.



Una vez superada la partícula en la superficie de fractura quedan unas marcas o “colas” características tras de las inclusiones que son el resultado de la unión de los dos brazos de grieta que han avanzado a través de planos de propagación diferentes.

Cuando el número de partículas es muy elevado la distancia interparticular disminuye mucho y también lo hace el recorrido que la grieta debe seguir a lo largo de la matriz, por consiguiente disminuye la energía asociada a la formación de nuevas superficies de fractura. La proximidad entre las partículas hacen que frente a la grieta éstas aparezcan como un medio casi continuo y aunque permanezca una interacción positiva con la grieta, muchas microesferas quedan inactivas (figura 12).



**Fig 12.** Micrografía de la muestra A40. Zona central de la probeta. La flecha indica la dirección de propagación.

En condiciones de alta velocidad de deformación la fractura de las muestras fue siempre frágil y catastrófica y pudo ser enteramente analizada a través de la LEFM. Sin embargo, y al igual que con baja velocidad de deformación, se observó una progresiva estabilización de la grieta.

En la tabla 5 se recogen los valores de  $K_{IC}$  y  $G_{IC}$  en impacto.

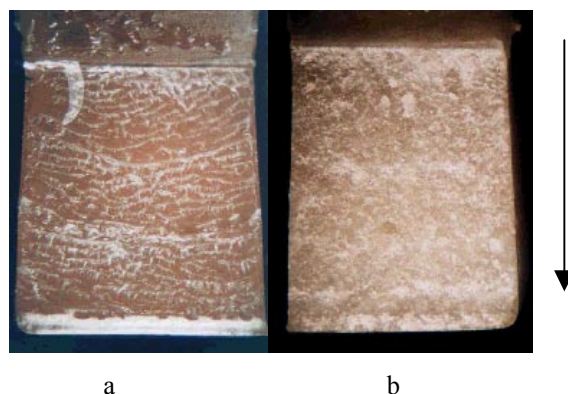
**Tabla 5.** Parámetros de fractura de los compuestos PS-MV. ( $v=0.5$  m/s).

Muestra	$K_{IC}$ ( $\text{Mpa m}^{1/2}$ )	$r^2$	$G_{IC}$ ( $\text{KJ/m}^2$ )	$r^2$
PS	1.93	0.93	1.24	0.83
A2	2.07	0.93	1.36	0.76
A6	2.04	0.95	1.37	0.92
A10	2.01	0.97	1.30	0.90
A15	2.01	0.96	1.26	0.85
A25	1.85	0.97	1.03	0.89
A40	1.72	0.98	0.81	0.94

En la tabla anterior el valor de  $K_{IC}$  es aproximadamente constante e igual a  $2 \text{ Mpa m}^{1/2}$ , sólo disminuyendo en las muestras A25 y A40. Este hecho es síntoma de que en todos los casos se está generando un número similar

de crazes y de que en estas condiciones un bajo contenido de microesferas es capaz de producir la máxima fisuración en la matriz. En impacto las partículas son menos efectivas en su interacción con la matriz.

Comparando los valores de tenacidad a alta y baja velocidad de deformación, se observa que en impacto el valor de  $K_{IC}$  es superior. A las velocidades de impacto se genera un cierto calentamiento en la punta de la grieta, que tiende a enroscarla e inhibe el crazing en favor de la cedencia por cizalladura, factores ambos que contribuyen al incremento de  $K_{IC}$ .



**Fig 13.** Rugosidad de la superficie de fractura  $v=0.5$  m/s. Sentido de propagación indicado por la flecha. a: PS b: A15

La variación de la tasa crítica de liberación de energía con el contenido de esferas cambia en forma similar a lo visto para baja velocidad, sin embargo los incrementos relativos entre cada compuesto son de menor importancia. El descenso de la rugosidad observado a alta velocidad (figura 13) justificaría este último efecto.

## 5. CONCLUSIONES

El proceso de mezcla de doble husillo ha permitido obtener una distribución de partículas al azar en todas las composiciones.

El módulo de Young de los compuestos aumenta significativamente con el porcentaje de partículas añadido, mientras que las variaciones con la velocidad de deformación son consecuencia de la viscoelasticidad de la matriz. Se ha observado un incremento de deformación de los compuestos que se asocia a la potenciación del mecanismo de deformación del crazing.

En las mezclas estudiadas los parámetros de fractura aumentan con contenidos moderados de microesferas, encontrándose las mejores prestaciones con porcentajes del 6 al 15 % en peso de partículas.



La energía de fractura mejora con la inclusión de microesferas ( $< 15\%$ ). Los mecanismos que producen este comportamiento son el incremento de la superficie de fractura, la interacción frente de grieta- partícula y la promoción de la deformación extensiva por crazing múltiple.

En condiciones de alta velocidad de deformación las tendencias de los parámetros de fractura son similares a las de baja velocidad de deformación si bien las mejoras son más leves.

composites” 373-507 Plenum Press. New York (1976)

## 6. REFERENCIAS

- [1] Kinloch A.J, Young R.J, “Fracture Behaviour of polymers” Chapman & Hall . London (1983)
- [2] Hertzberg R.W., “Deformation and fracture mechanics of engineering materials”. 3<sup>rd</sup> ed. Jhon Wiley & Sons. New York (1989)
- [3] “A linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) Standard for determining K<sub>c</sub> and G<sub>c</sub> for plastics” European Group of Fracture (1990).
- [4] “A Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) Standard for determining K<sub>c</sub> and G<sub>c</sub> for plastics” High rate testing. ESIS Technical Comitee (1995).
- [5] Narisawa I., Takemori M.T.”Fracture toughness of impact modified polymers based on the J-Integral” Polym. Eng. Sci. **29** (10) 671-678 (1989).
- [6] ESIS Technichal Comitee 4, A Testing protocol for conducting J-R curve test on plastics. (1991)
- [7] Martínez A.B., MasPOCH M.LL, “Análisis de la fractura y de la deformación plástica de mezclas multifásicas de polímeros” Anales de Mecánica de la fractura V 11 (1994) 297-302.
- [8] MasPOCH M.LL, Martínez A.B., “Determinación de los parámetros de fractura del PS mediante el protocolo del E.G.F” Anales de Mecánica de la Fractura, **7**, 156-161 (1990).
- [9] Gupta R.K “Flow and rheology in polymers composites manufacturing” Ed. S.G. Advani, Elsevier Publishers, Amsterdam (1994).
- [10] Sánchez-Soto, M. “Comportamiento mecánico y fractura de mezclas de poliestireno y microesferas de vidrio” Tesis Doctoral. U.P.C 2000.
- [11] Ogadhoh S.O, Papathanasiou T.D. “Particle rearrangement of glass –reinforced polystyrene by injection moulding. Composites A, Vol 27 (1996)
- [12] Manson J.A, Sperling L.H., “ Particle and fiber-reinforced plastics” in Polymer blens and