

# TRABAJO ESENCIAL DE FRACTURA DE MEZCLAS DE POLIETILÉN TEREFTALÁTO (PET) CON POLÍMEROS DE BASE BISFENÓLICA

J.J. Sánchez, O.O. Santana\*, A. Gordillo y M. Sánchez-Soto

Centre Català del Plàstic. Universitat Politècnica de Catalunya.  
C/Colom, 114. 08222-Terrassa (Barcelona).  
<http://www.upc.es/ccp>

**Resumen.** Se evaluó el comportamiento a fractura en tensión plana de placas inyectadas de mezclas de Polietilén Tereftalato (PET) con Policarbonato (PC) y PoliHidroxiéter de Bisfenol A (PHEB), usando la técnica del *Trabajo Esencial de Fractura (EWF)*. El término esencial ( $w_e$ ) en ambos sistemas exhibió un comportamiento complejo para las dos configuraciones de propagación de grieta ( $PG$ ) evaluadas (paralela ( $P$ ) y transversal ( $T$ ) al flujo de inyección) estableciéndose que son consecuencia de las características morfológicas de cada sistema sin influencia apreciable de una posible cristalización inducida por deformación de la matriz de PET. El análisis de partición del trabajo total de fractura sugiere que tanto para las mezclas PET/PHEB como para el sistema PET/PC en la configuración  $PG-T$  el proceso global de fractura viene controlado por la dinámica de los eventos moleculares irreversibles durante la deformación en el vértice de la grieta.

**Abstract.** Plane stress fracture behaviour of injection moulded plates of Polyethylene Terephthalate (PET)/Polycarbonate (PC) and PolyHydroxyeter of Bisphenol A (PHEB) blends were studied, using the *Essential Work of Fracture (EWF)* concept. For both blends, the essential item ( $w_e$ ) has shown a complex behaviour on both crack propagation ( $CP$ ) direction (parallel ( $P$ ) and transverse ( $T$ ) to injection flow) as a consequence of the morphology features exhibited in each system, without influence of possible PET's deformation induced crystallization. The partition analysis of EWF indicates that the global fracture behaviour for PET/PHEB blends and PET/PC in  $CP-T$  configuration is controlled by the dynamic of deformation process during initiation stage at the crack tip.

## 1. INTRODUCCIÓN

En aplicaciones técnicas donde se requiere el uso de Polietilén Tereftalato (PET) amorfo, se ha procurado disminuir su capacidad de cristalización, a la vez que aumentar su resistencia a la distorsión termomecánica sin menoscabo de su tenacidad. Si bien la síntesis de PET copolímeros ha sido una vía exitosa, el mezclado de éste con otros poliésteres termoplásticos y polímeros similares también ha brindado sus frutos, en especial usando Policarbonato de Bisfenol A (PC) [1,2].

Las mezclas PET/PC son inherentemente inmiscibles, pero si durante el mezclado se promueven reacciones de intercambio químico (transesterificación), se generan copolímeros al azar y/o en bloque que además de reducir la capacidad de cristalización del PET, favorecen la miscibilidad, o al menos, la compatibilidad de los componentes [1-6].

A pesar del amplio número de trabajos publicados sobre estas mezclas, sólo unos pocos evalúan propiedades mecánicas clásicas y estudian la correlación entre los micromecanismos de deformación y la morfología resultante [5,6], siendo casi inexistentes aquellos relacionados con *Mecánica de la Fractura* [7].

El objetivo este trabajo ha sido estudiar el

comportamiento a fractura a baja velocidades de sollicitación en placas inyectadas de mezclas ricas en PET con PC y PoliHidroxiéter de Bisfenol A (PHEB), en función de la composición de mezcla y orientación, aplicando los postulados de la *Mecánica de la Fractura Post-Cedencia* a través de la técnica de *Trabajo Esencial de Fractura (EWF)*.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### Materiales y Preparación de Mezclas

Se utilizaron un PET copolímero basado en ácido isoftálico ( $\approx 2,3\%$  mol) con una viscosidad intrínseca ( $IV$ ) de 0,80 dl/g, un PC de propósito general con un  $MVR$  (300/1,2) = 26 cm<sup>3</sup>/10 min y un PHEB sugerido como modificador polimérico de poliésteres que presenta un  $MFI$  (220/2,16) de 2-3 dg/min.

El mezclado se realizó en una extrusora doble husillo co-rotante COLLIN ZK-25 con L/D = 36 y un diámetro de husillo ( $D$ ) de 35 mm. Previo al mezclado, todos los componentes fueron secados: el PET a 140°C por 4 hr en una tolva secadora-deshumificadora PIOVAN T30IX acoplada a la extrusora, el PC y el PHEB en un horno por 16 hr a 130 y 90°C, respectivamente. Después del secado las granzas fueron mezcladas en estado sólido y

alimentadas a la tolva PIOVAN a 100°C. La cantidad adicionada de polímero bisfenólico fue de 5, 10, 20 y 30% en peso, identificándose las mezclas con la nomenclatura: XX##, donde XX es PC o PH (PHEB) y ## el contenido nominal de fase bisfenólica dispersada.

El mezclado en la extrusora fue realizado a una velocidad de rotación de husillos de 125 rpm con un perfil plano de temperatura de 270°C, inyectando nitrógeno para crear una atmósfera inerte y se aplicó vacío en la última zona de calentamiento.

#### Obtención de las Placas

Las mezclas granceadas fueron recrystalizadas en un horno a 130°C por 16 hr, con el propósito de evitar el aglomeramiento durante el secado (4 hr/140°C) dentro de la tolva PIOVAN, ahora acoplada a una inyectora MATEU & SOLÉ Meteor 70/20 (L/D = 20 y D = 26 mm).

El PET, PC y todas las mezclas, se inyectaron empleando un perfil de temperatura ascendente en el rango de 280 a 305°C, mientras que para el PHEB varió entre 195 a 220°C. En todos los casos la presión de inyección osciló entre 120-140 bar. La temperatura del molde fue de 20°C para PET, PHEB y todas las mezclas y de 50°C para el PC. En estas condiciones, fueron obtenidas placas (2 x 100 x 100 mm<sup>3</sup>) y probetas de tracción normalizadas (ISO 167: espesor 4,6 mm).

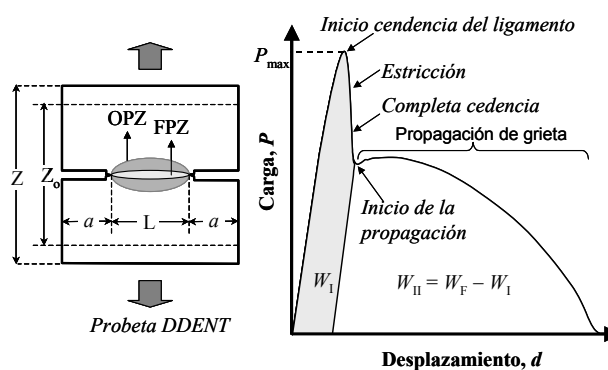
#### Ensayos

La inspección morfológica de las mezclas se realizó en centro de las placas en superficies de fractura criogénicas y para las dos orientaciones preferenciales respecto a la dirección de flujo de llenado (0° y 90°), mientras que la evaluación fractográfica fue llevada a cabo directamente sobre el ligamento fracturado de las placas ensayadas, previa deposición de oro. En ambos casos, fue usado un *Microscopio Electrónico de Barrido (SEM)* JEOL JSM 6400.

Siguiendo el protocolo de ensayos *EFW* con probetas tipo DDENT de la ESIS [8], las placas fueron doblemente entalladas a 0° y 90° respecto al punto de inyección, lo que dependiendo de la disposición de estas durante el ensayo definirían el sentido de la propagación de la grieta: Transversal (PG-T) para entalla a 0° y Paralelo (PG-P) para 90°. El rango de longitudes de ligamentos (L) estuvo comprendido entre 5 y 32 mm.

Con el propósito de tener una mayor precisión en los cálculos, la longitud real del ligamento y la altura (H) de la región externa (OPZ) a la zona del proceso de fractura (FPZ) fueron medidas usando *Microscopia Óptica de Reflectancia* tras ser ensayadas (Fig. 1).

Los ensayos *EFW* fueron realizados a una velocidad de 10 mm/min y a 23°C en una máquina de ensayos universales GALDABINI 2500, con una separación inicial entre mordazas ( $Z_0$ ) de 50 mm. Se registraron las curvas carga-desplazamiento (F-d), las cuales fueron integradas para obtener el trabajo específico total de fractura ( $w_F$ ) para cada L, así como de forma parcial de acuerdo al método propuesto por Ferrer-Balas *et al.* [9] (Fig. 1).



**Fig. 1.** Probeta DDENT y curva carga-desplazamiento típica para varias composiciones de mezclas, con los eventos observados durante el ensayo. Se esquematiza el método de partición propuesto por Ferrer-Balas *et al* [9].

Esta partición de energía busca determinar las contribuciones energéticas al proceso de fractura: donde  $W_I$  incluye todos los eventos irreversibles previos al inicio de la propagación de la grieta: cedencia, estricción localizada y enromamiento; mientras que  $W_{II}$  se asocia a la propagación de la grieta y estricción generalizada alrededor del ligamento.

La definición del rango de valores de L válidos se realizó verificando simultáneamente el cumplimiento del “*criterio de plasticidad*” de Hill para definir si la probeta se encuentra bajo tensión plana (condición necesaria para validar el ensayo), así como que la tensión máxima ( $\sigma_{max}$ ) de cada L esté dentro del 10% de desviación del promedio de los  $\sigma_{max}$  [8].

También se verificó la autosimilaridad de las curvas F-d en función de L para validar los ensayos y la calidad del ajuste lineal de  $w_F$  vs. L para todos los casos. A partir del intercepto con el eje y se determinó al trabajo esencial de fractura por unidad de área del ligamento (*término esencial*,  $w_e$ ) y de la pendiente de la recta el producto del trabajo específico no-esencial por unidad de volumen ( $w_p$ ) por un factor de forma ( $\beta$ ) (*término no-esencial*,  $\beta w_p$ ), el cual se asocia a la geometría que presenta la OPZ [9,10]. Los valores de  $W_I$  y  $W_{II}$  (o específicos:  $w_I$  y  $w_{II}$ ), también fueron tratados matemáticamente de forma similar en función de L para obtener los términos esenciales ( $w_e^I$  y  $w_e^{II}$ ) y no-esenciales ( $\beta^I w_p^I$ ,  $\beta^{II} w_p^{II}$ ) que contribuyen a los términos globales [9].

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Es necesario hacer referencia a algunos resultados obtenidos vía *Calorimetría Diferencial de Barrido (DSC)* no presentados aquí. Al analizar tanto muestras extrudidas como inyectadas, se encontró que las mezclas PET/PC generan cristales con mayores imperfecciones en comparación al PET puro (depresión en la temperatura de fusión ( $T_m$ ) con el aumento del contenido de PC si las mezclas son enfriadas lentamente). Por el contrario, las mezclas PET/PHEB mostraron una  $T_m$  invariante además de un efecto

nucleante del PHEB sobre el PET posiblemente como consecuencia de la migración de heterogeneidades desde el PHEB. También se determinó que las placas inyectadas de PET y mezclas PET/PHEB presentaron una cristalinidad ( $X_c$ )  $\approx$  10-12% mientras que esta se vio reducida entre  $\approx$  4-6% cuando el contenido de PC alcanzó el 30%.

Estos resultados, en conjunto con evaluaciones por *espectroscopia Infrarroja* y medidas de *índice de fluidez volumétrico (MVR)* permitieron establecer que en las condiciones de mezclado empleadas las mezclas PET/PC sufren apreciablemente un mayor grado de transesterificación que las mezclas PET/PHEB, siendo muy leve en éstas últimas [1].

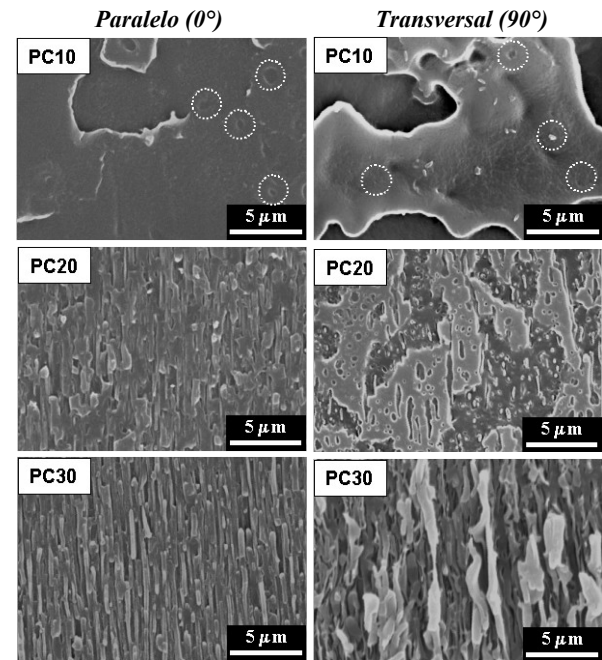
Paralelamente, tanto por *DSC* como por *Análisis Térmico Dinámico Mecánico (DMTA)*, se detectaron las  $T_g$  de cada componente a partir de un 10% de fase bisfenólica, destacándose la reducida variación de la  $T_g$  de la matriz de PET, sin mayor variación en las transiciones subambiente. Esto, aunado a la pérdida progresiva de transparencia de las placas (no atribuible a la  $X_c$ ) a mayor contenido de fase bisfenólica, constituyen evidencias de estar en presencia de mezclas bifásicas en ambos sistemas de mezclas [11].

#### Morfología de Fases

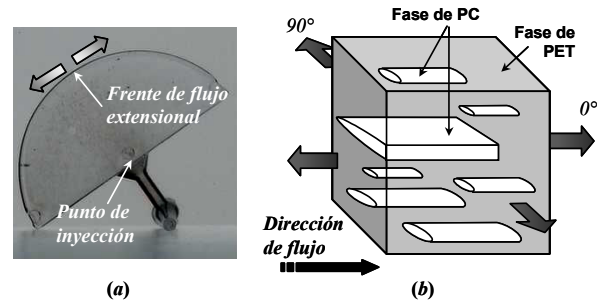
La corroboración de la naturaleza bifásica de las mezclas fue obtenida vía *SEM*. Para las mezclas PET/PC (Fig. 2), tanto PC05 (no presentada aquí) como PC10 no muestran una fase dispersa claramente identificable pero sí una “textura globular”, con evidencias partículas dispersas de tamaño  $< 1 \mu\text{m}$ , no siendo posible precisar efecto alguno de la orientación sobre la morfología. Sin embargo, las mezclas PC20 y PC30 presentan en ambas orientaciones el desarrollo de una morfología estratificada, posiblemente favorecida por la similitud de viscosidades entre los componentes, con la particularidad de la composición PC30 se observa cierta “biorientación” de las entidades.

Esta situación puede ser una consecuencia del patrón de flujo tipo “fuente”, constatado al realizar ciclos de “inyección incompleta” de las placas (Fig. 3a). De acuerdo a lo anterior y considerando el carácter estratificado, la situación morfológica propuesta para las composiciones de mezcla PC20 y PC30 pudiera ser la esquematizada en la Fig. 3b [11].

En las mezclas PET/PHEB (Fig. 4) se observa una fase dispersa fina y uniforme de PHEB en todas las composiciones. A pesar de la menor adherencia interfacial esperada (reducida transesterificación), no se evidencia descohesión entre las fases. A diferencia de las mezclas PET/PC, no se aprecia niveles de distorsión importantes de la fase dispersa por efecto de la orientación y el patrón de flujo tipo “fuente” a alto contenido de PHEB, pero sí un mayor número de partículas de fase dispersa por unidad de volumen en la orientación  $0^\circ$  en todas las composiciones.



**Fig. 2.** Microfotografías SEM de la superficie de fractura criogénica en el centro de las placas de mezcla PET/PC, en las orientaciones indicadas



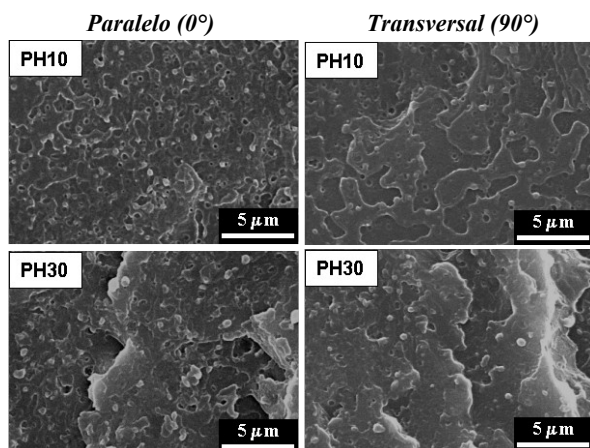
**Fig. 3.** (a) Inyección incompleta mostrando el patrón de flujo de llenado tipo “fuente” y (b) Esquema de la morfología inducida por dicho patrón en las mezclas PC20 y PC30.

Las microfotografías de la Fig. 4 sugieren que la fase dispersa de PHEB presenta una sección transversal menor a la observada en las partículas elongadas de PC, que aunado a la mayor densidad de partículas de PHEB en la orientación  $0^\circ$ , constituyen una evidencia de que existe un efecto cizallante del PET sobre el PHEB como consecuencia de la mayor viscosidad del primero. Esta situación promovería un “mecanismo de inestabilidad de menisco” sobre los filamentos de la fase dispersa de PHEB (ruptura del filamento) preferencialmente orientados en la dirección de flujo (Fig. 5) [12].

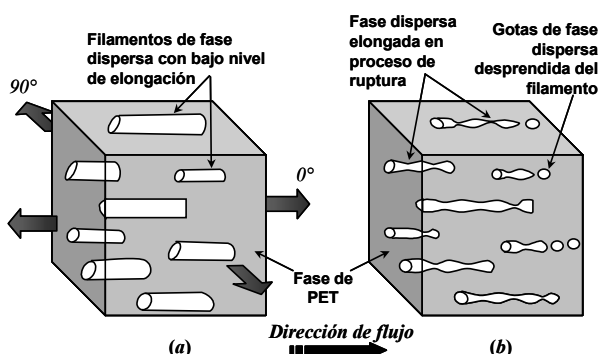
#### Comportamiento Global a Fractura

En ambas orientaciones el PET y las mezclas PET/PHEB mostraron cedencia completa del ligamento previo a la propagación de grieta (PG) con una curva F-d como la de la Fig. 1. Este comportamiento de PG “post-cedencia” (PY) también lo presentaron las mezclas PET/PC en PG-T, mientras que en la PG-P sólo la exhibieron las composiciones PC05 y PC10.

En PG-P, la composición PC20 presentó un comporta-



**Fig. 4.** Microfotografías SEM de la superficie de fractura criogénica en el centro de las placas de mezcla PET/PHEB, en las orientaciones indicadas

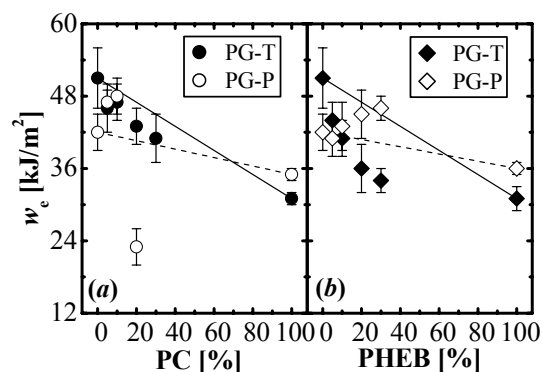


**Fig. 5.** Esquema del mecanismo de inestabilidad de menisco sobre la fase dispersa en las mezclas PET/PHEB durante el desarrollo del flujo: (a) Al inicio y (b) en fase intermedia.

miento de “*post-cedencia y fibrilación*” (PY-F) para  $L < 17$  mm, teniendo lugar la propagación de forma simultánea a una fibrilación que conduce al desgarramiento del ligamento. Para PC-30 a  $L > 17$  mm se encontró una “*inestabilidad dúctil*” (ID): tras la cedencia hay propagación inestable produciendo la ruptura frágil. Finalmente, el PC y PHEB mostraron una “*propagación rápida de grieta*” (PGR) antes de la cedencia del ligamento. A pesar de que los comportamientos PY-F y PGR no cumplen los postulados básicos del análisis EWF, las curvas  $w_F$  vs.  $L$  exhibieron un buen ajuste lineal, por lo que se completó el análisis para fines comparativo [11,13].

Para una PG-T ambos sistemas de mezcla exhiben una disminución del  $w_e$  a medida que aumenta el % de fase bisfenólica, con una desviación negativa de la “Ley Aditiva de Mezcla (LAM)”, que se intensifica a altos contenidos de PC y en el sistema PET/PHEB (Fig. 6).

Para la PG-P, las mezclas PET/PC presentan una tendencia mixta considerando la LAM: hasta PC10 se presenta una desviación positiva reduciéndose la anisotropía mostrada por el PET puro, para luego incrementar en la mezcla PC20, donde  $w_e$  cae a niveles inferiores al del PC. En cambio las mezclas PET/PHEB muestran cierta disminución en  $w_e$  para PH05, para luego aumentar y describir una desviación positiva.



**Fig. 6.** Término esencial de fractura ( $w_e$ ) vs. contenido de fase bisfenólica para ambas configuraciones de propagación de grieta: (a) PET/PC y (b) PET/PHEB.

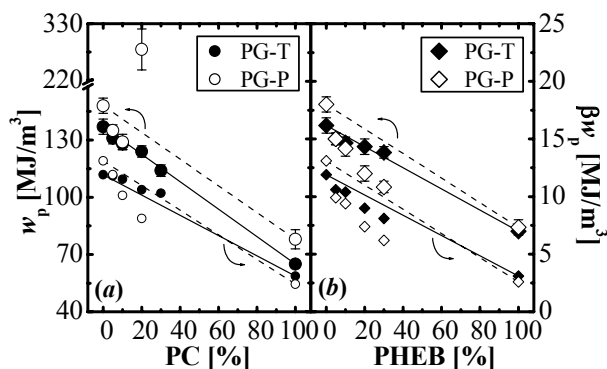
Lo anterior indicaría que existe una transición en las mezclas PH05 y PH10 donde parece quedar eliminada la anisotropía del sistema y que luego aumenta, de forma gradual, con un dominio de la PG-P sobre PG-T.

Se sabe que la cristalización inducida por deformación juega un papel importante en el comportamiento a fractura del PET a bajas velocidades de deformación. De acuerdo a los análisis vía DSC de las mezclas PET/PC, dicha capacidad queda apreciablemente reducida, lo que justificaría la pérdida de anisotropía observada para bajos contenidos de PC. Por el contrario, en el caso de las mezclas PET/PHEB donde la capacidad de cristalización no se ha visto afectada, se esperaría observar su influencia; sin embargo las tendencias en  $w_e$  no lo manifiestan. Lo anterior indicaría que los factores morfológicos deben ser considerados.

En las mezclas PC20 y PC30, si se considera que el PET alcanza la cedencia antes que el PC (de acuerdo a los ensayos tensiles realizados), aunado a la generación de una interfase con una moderada resistencia y una morfología estratificada orientada y heterogénea, es posible que la descohesión de la fase dispersa pueda verse favorecida. Así, bajo una condición de sollicitación de “*isodeformación*” como sería la PG-P, la proporción de superficie descohesionada sería superior a la que se presenta en el de PG-T (“*isotensión*”), por lo que la grieta iniciaría su propagación de forma prematura, siendo el  $w_e$  apreciablemente inferior.

Lo anterior no podría ser aplicada a las mezclas PET/PHEB dada la morfología desarrollada. En este caso la diferencia observada en  $w_e$  en función de la orientación puede venir determinada por el tamaño y proporción de las partículas. Para una PG-T el tamaño y número de partícula es tan bajo que éstas actuarían como impurezas rígidas concentradoras locales de tensiones, acelerando la propagación; mientras que para PG-P la proporción de microvacíos por cavitación de partículas aliviarían la triaxialidad local, aunque de forma tan leve que no se manifiesta en un cambio acusado del micromecanismo de deformación.

El término  $\beta w_p$  (Fig. 7) muestra cierta disminución con el contenido de cualquiera de las fases bisfenólicas en



**Fig. 7.** Densidad de trabajo plástico ( $w_p$ ) y término no esencial ( $\beta w_p$ ) vs. contenido de fase bisfenólica para ambas configuraciones de propagación de grieta: (a) PET/PC y (b) PET/PHEB.

PG-T siguiendo aproximadamente la LAM, mientras que el aumento del contenido de fase dispersa ocasiona una desviación negativa para el caso PG-P.

De acuerdo a las estimaciones realizadas, si bien  $\beta$  mostró una disminución con el contenido de fase bisfenólica, siendo más marcada en las mezclas PET/PHEB, al calcular  $w_p$ , las tendencias observadas en  $\beta w_p$  se siguen manteniendo en ambos sistemas de mezclas e incluso se hace apreciable las desviaciones negativa en la dirección a PG-P (Fig. 7). Mención especial merece el caso de la mezcla PC20 para una PG-P, que rompe la tendencia descrita, quizás como consecuencia del alto grado de incertidumbre en la determinación de  $\beta w_p$  y/o  $\beta$  por su fractura tipo fibrilar.

La reducción general en  $\beta w_p$  y  $w_p$  estaría relacionada con una menor capacidad de alcanzar una estricción homogénea progresiva al incrementar el contenido de fase bisfenólica, que se sustenta en el comportamiento de reblandecimiento por deformación observado en los ensayos a tracción que conduce a la formación y estabilización de la estricción y que se ha corroborado a través de observaciones por SEM de la superficie de fractura de los ligamentos (no mostrado aquí), donde se apreció que el ancho de la zona estriccionada aumenta con el contenido de fase bisfenólica en ambas direcciones de PG, particularmente en PG-P [15,17].

Las disminuciones en función de la orientación pueden ser explicadas considerando de nuevo la morfología generada. Para las mezclas PET/PC y PG-T, las fases estarían trabajando en “isotensión”, donde la mayor cedencia de la fase PC, preferencialmente orientada en la dirección 0° (PC20 y PC30) ejercerían su efecto “reforzante”, con lo que la magnitud del daño en la OPZ sería apreciablemente menor que en el caso opuesto (PG-P). En las mezclas PET/PHEB, las partículas de PHEB (con mayor  $\sigma_y$  que el PC) se comportarían como partículas rígidas, restringiendo el flujo de la matriz (promotora del daño extensivo). El efecto restrictivo pareciera ser superior en la configuración PG-P, como consecuencia del mayor número, en proporción, de partículas dispersas de PHEB, ocasionando una menor estricción global.

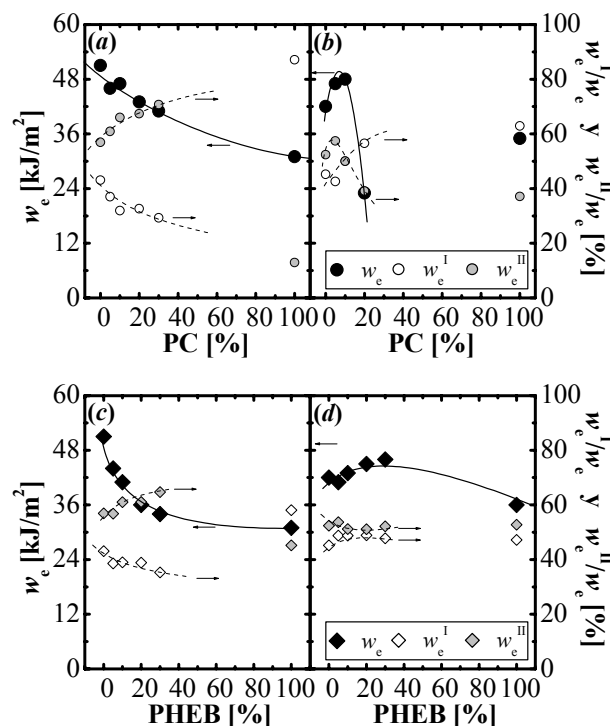
### Partición del Trabajo de fractura

Analizando la evolución de la contribución porcentual de partición al término global  $w_e$  en función del contenido de fase bisfenólica ( $w_e^I/w_e$  y  $w_e^{II}/w_e$ , Fig. 8) se observa que para ambos sistemas de mezclas en la configuración PG-T, la tendencia en el  $w_e$  parece venir marcada por la componente  $w_e^I$ , implicando que la dinámica de los eventos moleculares de carácter irreversibles de la etapa de iniciación estarían determinando el comportamiento global.

La situación parece incierta para una PG-P, donde se observa que a bajos contenidos de PC, ambas componentes evolucionan de forma similar para luego unificarse e invertir la tendencia (PC20 y PC30). Por el contrario, en las mezclas PET/PHEB, ambas contribuciones presentan poca modificación a medida que la fase dispersa incrementa, siendo  $w_e^{II}$  levemente superior a  $w_e^I$ .

Ahora bien, al considerar la variación de  $w_e^I$  y  $w_e^{II}$  en función del  $w_e$  global para la PG-P (Fig. 9) se observa que la dependencia es más marcada con la componente  $w_e^{II}$  para las mezclas PET/PC, por lo que se podría plantear que los eventos locales asociados con la etapa de propagación (ej. cedencia adicional en la FPZ) son determinantes en el consumo total de energía durante el proceso de fractura.

Por el contrario, para las mezclas PET/PHEB en esta configuración de grieta se observa que la dependencia es algo superior con la componente de la etapa de iniciación ( $w_e^I$ ) – mayor pendiente. No obstante, no hay que obviar que igualmente la componente asociada a la



**Fig. 8.** Contribuciones porcentuales de las componentes de la partición al término global. (a,c) PG-T; (b,d) PG-P.

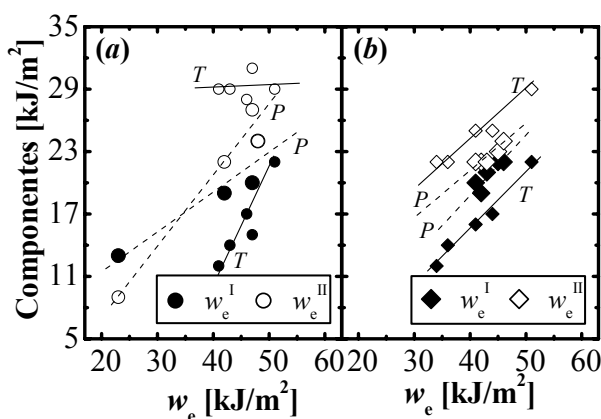


Fig. 8. Variación de  $w_e^I$  y  $w_e^{II}$  en función del  $w_e$  global para (a) PET/PC y (b) PET/PHEB. Configuración de propagación de grieta: T: Transversal y P: Paralelo al flujo de inyección.

etapa de propagación también parece presentar cierta influencia, aspecto que lo diferencia del comportamiento observado en las mezclas PET/PC.

#### 4. CONCLUSIONES

La adición de una fase polímero de tipo Bisfenol A al PET en condiciones tales que promuevan reacciones de transesterificación a bajos contenidos (5 % en peso) por lo menos garantiza un comportamiento isotrópico a la fractura a bajas velocidades de deformación, pudiéndose plantear que para el caso de PC el desempeño global no representa una desmejora sustancial.

A mayores contenidos de segunda fase, los efectos morfológicos, antes que el posible efecto de cristalización inducida por deformación, juegan un papel importante, promoviendo un marcado predominio de las propiedades a fractura cuando el plano de propagación de grieta es paralelo al flujo de inyección (PG-P).

Para ambos sistemas de mezclas, y en la propagación de grieta transversal al flujo de inyección (PG-T), la dinámica de los eventos moleculares irreversibles de la etapa de iniciación en la punta de la grieta determinan el comportamiento global; mientras que aquellos relacionados con la etapa de propagación, como la cedencia adicional del ligamento, parecen controlar el proceso en la configuración PG-P en las mezclas PET/PC.

#### 5. AGRADECIMENTOS

Los autores agradecen al MCYT la financiación del proyecto MAT-1112 y al Dr. A. Müller del GPUSB (Venezuela) el uso del equipo DMTA. J.J. Sánchez agradece a la AEIC (España) y a FUNDAYACUCHO (Venezuela) por la financiación predoctoral recibida.

#### 6. BIBLIOGRAFÍA

[1] Porter, R.S. y Wang, L-H., "Compatibility and Transesterification in Binary Polymer Blends", *Polymer*, 33, 2019-2030 (1992).

[2] Kolledge, J.S., "Bisphenol-A-Polycarbonate/Polyester Blends", en "Polymeric Materials Encyclopedia, Vol. 1, CRC Press Inc., Boca Raton (1996). pp:687-699

[3] Zhang, G.Y.; Ma, J.W.; Cui, B.X.; Luo, X.L. y Ma, D.Z., "Compatibilizing Effect of Transesterification Copolymers on Bisphenol-A Polycarbonate / Poly(Ethylene Terephthalate) Blends", *Macromol. Chem. Phys.*, 202, 604-613 (2001).

[4] Murff, S.R.; Barlow, J.W. y Paul, D.R., "Thermal and Mechanical Behavior of Polycarbonate-Poly(Ethylene Terephthalate) Blends", *J. Appl. Polym. Sci.*, 29, 3231-3240 (1984).

[5] García, M.; Eguiazabal, J.I. y Nazabal, J., "Effects of Mixing Time on Phase Structure and Mechanical Properties of Poly(Ethylene Terephthalate)/Polycarbonate Blends", *J. Appl. Polym. Sci.*, 81, 121-127 (2001).

[6] Pesetskii, S.S.; Jurkowski, B. y Koval, V.N., "Polycarbonate/Polyalkylene Terephthalate Blends: Interphase Interactions and Impact Strength", *J. Appl. Polym. Sci.*, 84, 1277-1285 (2002)

[7] Wu, J.; Xue, P. y Mai, Y-W., "Effect of Blending on the Morphology and Impact Toughness of Poly(Ethylene Terephthalate) / Polycarbonate Blends", *Polym. Eng. Sci.*, 40, 786-797 (2000).

[8] Clutton, E.Q., "Essential Work of Fracture" en *Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites*, p. 177-95, Elsevier Science Ltd, Amsterdam (2001).

[9] Ferrer-Balas, D.; MasPOCH, M.L.; Martínez, A.B. y Santana, O.O., "On the Essential Work of Fracture Method: Energy Partitioning of the Fracture Process in iPP Films", *Polym. Bull.*, 42, 101-108 (1999).

[10] Karger-Kocsis, J.; Czizány, T. y Moskala, E.J., "Thickness Dependence of Work of Fracture Parameters of an Amorphous Copolyester", *Polymer*, 38, 4587-4593 (1997).

[11] Sánchez, J.J. "Comportamiento Térmico y Mecánico del Poli(Etilén Tereftalato) (PET) Modificado con Resinas Poliméricas Basadas en Bisfenol-A". Tesis Ph.D. Universitat Politècnica de Catalunya. Barcelona (2003).

[12] Lee, M.P.; Hiltner, A. y Baer, E., "Formation and Break-up of a Bead-and-String Structure During Injection Moulding of a Polycarbonate / Acrylonitrile-Butadiene-Styrene Blend", *Polymer*, 33, 675-684 (1992).

[13] Sánchez, J.J.; Santana, O.O.; Gordillo, A.; MasPOCH, M.L. y Martínez, A.B., "Essential Work of Fracture on Injected Samples of PET and PET/PC Blends" en "Fracture of Polymers, Composites and Adhesives II". Elsevier Science Ltd., Amsterdam (2003). pp: 77-88.