

ANALISIS DE LA FRACTURA Y DE LA DEFORMACION PLASTICA DE MEZCLAS MULTIFASICAS DE POLIMEROS.**A.B. Martínez, M.Ll. MasPOCH, M.R. Díaz**

UPC

Dpto. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica
Avda. Diagonal, 647, 08028 Barcelona

Resumen. De la adición de una fase elastomérica a polímeros frágiles, puede resultar un polímero multifásico de mayor tenacidad, que presenta en la punta de la grieta una zona plástica substancial que da lugar a una propagación estable de la grieta. En este trabajo hemos aplicado la teoría de la plasticidad con el objetivo de comprender mejor el comportamiento de estos materiales en los ensayos SEMB y Charpy.

Abstract. The addition of a rubbery phase on brittle polymers, can result in a toughened multiphase polymer that presents a substantial plastic zone in the crack tip and have a stable crack propagation. In this paper we have applied the slip line field theory with the aim of a better understanding of the behaviour of these materials in the SENB and Charpy tests.

1. INTRODUCCION

Los materiales plásticos suelen presentar diferentes valores de sus propiedades mecánicas según estén solicitados a tracción o compresión. Ello es consecuencia de los diversos micromecanismos de deformación que pueden presentar, crazing y shear yielding.

Este micromecanismo de crazing (deformación plástica muy localizada en un volumen muy reducido) es el responsable de la fragilidad que presentan los plásticos que lo sufren, limitándose así el campo de sus aplicaciones.

Para incrementar la tenacidad de estos polímeros que pueden presentar crazing, se procede a su mezcla con polímeros

elastoméricos obteniéndose mezclas multifásicas constituidas por una matriz del polímero frágil y fase dispersa constituida por el elastómero. Estas mezclas multifásicas presentan un mecanismo de deformación por múltiple crazing y/o múltiple shear yielding (deformación plástica extensiva) [1], para los que la adhesión en la interfase entre la segunda fase y la matriz es fundamental.

Debe también considerarse que como consecuencia de su naturaleza viscoelástica, las propiedades mecánicas de los polímeros dependen además de la temperatura, del tiempo, por lo que los ensayos de impacto cobran una especial relevancia en estos materiales.

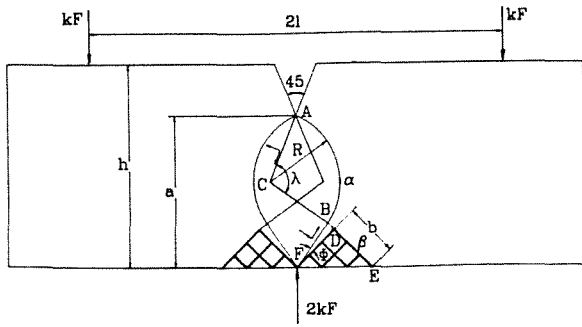


Fig. 1. Slipline field.

Si bien la resistencia al impacto no es una propiedad característica del material, hemos decidido estudiar el comportamiento plástico de estos materiales en la geometría SENB, por ser la más usual en mecánica de la fractura, y también en impacto con la geometría Charpy.

Para ello hemos aplicado la teoría de la plasticidad a estas geometrías, que consideran un material elastoplástico ideal que se comporta igual en tensión que en compresión.

Esta aproximación teórica nos va a permitir comprender mejor el comportamiento en estos ensayos de estos materiales que presentan una zona substancial de deformación plástica en la punta de la entalla.

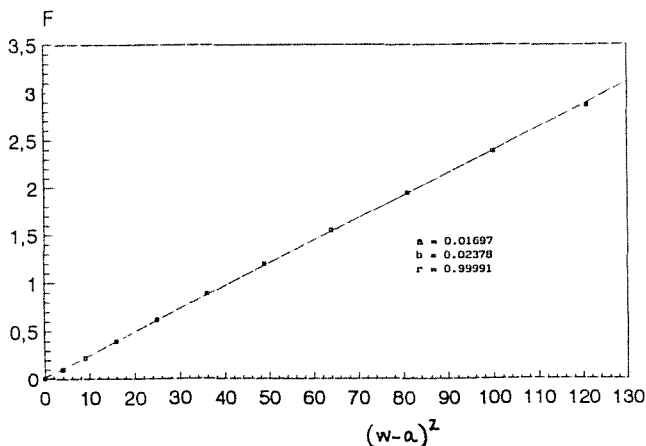


Fig. 2. Valores calculados de F.

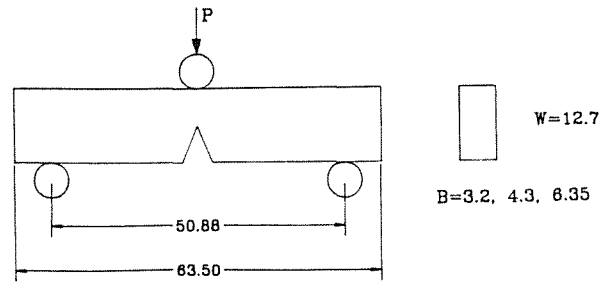


Fig. 3. Geometría (mm)

2. MODELO TEORICO

En la figura 1 se muestra el slip line field [2,3] para una probeta prismática entallada agudamente en V de 45°.

Mediante las relaciones geométricas [4]:

$$\frac{R}{a} = \frac{\sin(\frac{\pi}{4} - \Phi)}{1 - \cos\lambda} \quad (1)$$

$$\frac{b}{a} = \frac{\sin(\Phi - \frac{\lambda}{2} - \frac{\pi}{4})}{\sin\frac{\lambda}{2}} \quad (2)$$

Las relaciones de fuerza [3]:

$$b - R\sin\lambda + (1 + 2\Phi)R(1 - \cos\lambda) +$$

$$+ 2\lambda R\cos\lambda = F\cos(\frac{\pi}{4} - \Phi) \quad (3)$$

$$(1 + 2\Phi)(b + R\sin\lambda) + R(1 - \cos\lambda) -$$

$$- 2\lambda R\sin\lambda = -F\sin\frac{\pi}{4} - \Phi \quad (4)$$

y el balance del momento aplicado por la fuerza:

$$\frac{1}{2} (1+2\Phi) b^2 + \lambda R^2 + Rb =$$

$$= (1+R \cos(\lambda + \Phi - \frac{\pi}{4})) F \quad (5)$$

podemos determinar las cinco incógnitas b, R, λ, Φ y F .

La figura 2 muestra los resultados obtenidos para la geometría que hemos utilizado (figura 3).

Si la profundidad de la entalla está por debajo de cierto valor crítico [5] el campo se extiende hacia la superficie de la probeta, desde donde nace la entalla, y la solución de la figura 1 no es aplicable.

Para la misma geometría a la que se aplica un momento puro en sus extremos, la relación crítica [3] vale:

$$\frac{h}{a} = 1.39 \quad (6)$$

También es interesante conocer el estado de tensión en la sección mínima, por debajo de la raíz de la entalla [3-4, 6-7]. La tensión de tracción se incrementa desde un valor $2K$ en la raíz de la entalla hasta un valor máximo en el contorno elastoplástico (figura 4).

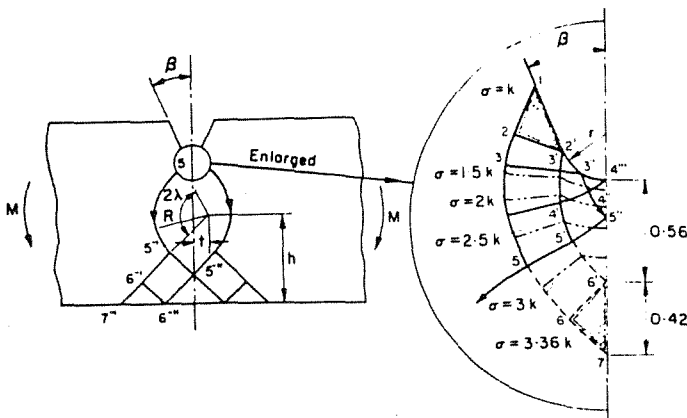


Fig. 4. Tensiones de tracción longitudinales.

3. DETALLES EXPERIMENTALES

En una extrusora se mezclaron y grancearon diferentes proporciones de PS y SBS dando lugar a las mezclas E-X donde X indica la cantidad de SBS en 100 gr. de PS.

La granza de la mezcla y también de HIPS fue inyectada en forma de barras prismáticas (probetas de 3.2 y 6.35 mm de espesor ASTM D-256) y de halterio (probeta tipo I ASTM D-638).

Los ensayos de compresión en deformación plana se realizaron sobre probetas prismáticas de 3.2 mm de espesor con mordazas de 6.4*12.7 mm.

Los ensayos de tracción se realizaron sobre las probetas de tipo halterio, y los ensayos de flexión sobre las barras prismáticas entalladas en V a 45° y agudizadas con una cuchilla de afeitar. Para medir el crecimiento de la grieta, las probetas se seccionaron y Δa se midió en una lupa con nonius.

Las áreas de emblanquecimiento producido por la deformación plástica se midieron en un proyector de perfiles.

Todos los ensayos se efectuaron a temperatura ambiente.

4. DETERMINACION DE J_{1c} .

En la figura 5 se representan los gráficos carga-deflexión y Δa -deflexión obtenidos para entallas cuya profundidad es la mitad de la altura de la probeta.

Puede observarse que la carga se incrementa linealmente hasta un 70% de la carga máxima, entonces la carga deja de ser lineal y se desarrolla una zona sustantiva de emblanquecimiento (deformación plástica) por debajo de la raíz de la entalla.

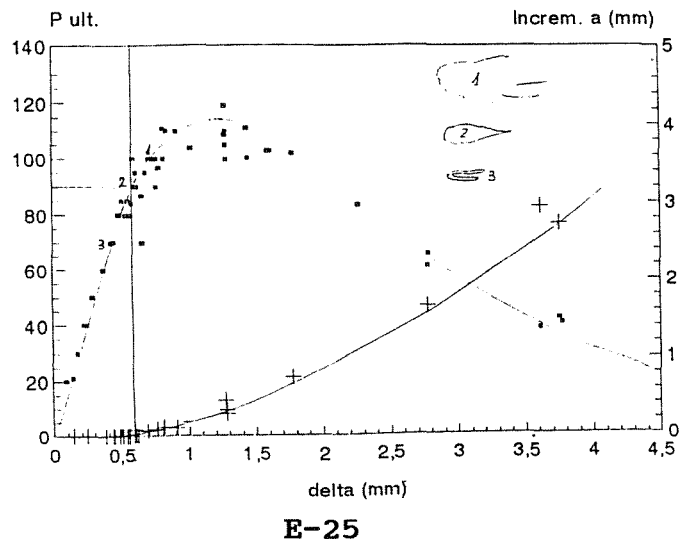
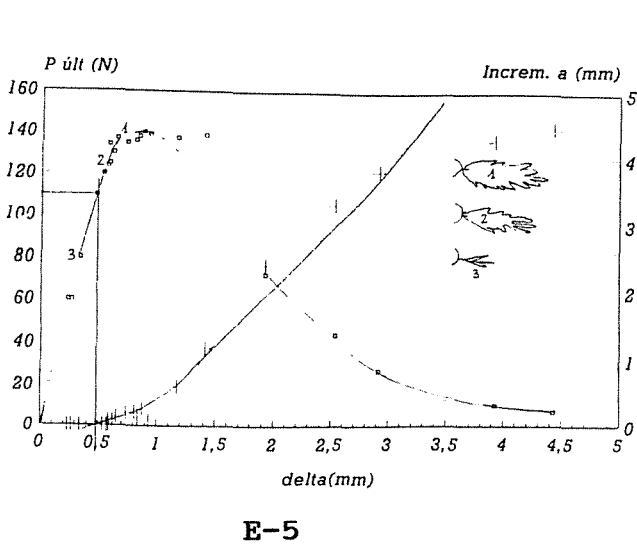


Fig. 5. Gráficos carga e Δa versus desplazamiento.

Esta zona dañada se inicia mientras que la curva es aún lineal, y su tamaño se extiende con la carga. Entre el punto de no linealidad y de carga máxima empieza además el crecimiento estable de la grieta en la raíz de la entalla y dentro de la zona dañada. Posteriores aumentos de carga hacen crecer el tamaño de la zona dañada y de la grieta en su interior. Cuanto mayor es el contenido en segunda fase, más cerca del máximo empieza a crecer la grieta.

La forma y desarrollo de estas zonas de deformación plástica por debajo de la raíz de la entalla sigue la forma y pautas establecidas por la teoría [4,6-7] y sucintamente indicadas anteriormente.

La apariencia de la zona dañada observada en una estrecha sección de la probeta es diferente según sea el contenido en segunda fase tal como puede observarse en la figura 5.

La medida de Δa sobre la superficie de fractura es muy difícil o casi imposible cuando Δa es muy pequeño ya que es muy difícil distinguir las diferencias sobre la superficie de fractura, pero ello no es así sobre las secciones de la

probeta en las que se puede distinguir y medir el crecimiento de la grieta dentro de la zona emblanquecida y eliminar los efectos de la deformación plástica sobre la base de la entalla. Estos resultados siguen las mismas pautas en el crecimiento de la zona dañada y de la grieta por otros autores [8] que también coinciden en medir Δa sobre secciones de la probeta.

Los valores de J_{Ic} así obtenidos para las mezclas E-2.5, E-5, E-15 y E-25 a $v=1$ mm/min. son 1.58, 1.33, 1.56 y 1.7 KJ/m^2 . Estos valores son inferiores a los que obtuvimos por el método tradicional [9] donde discutimos también la igualdad de estos valores.

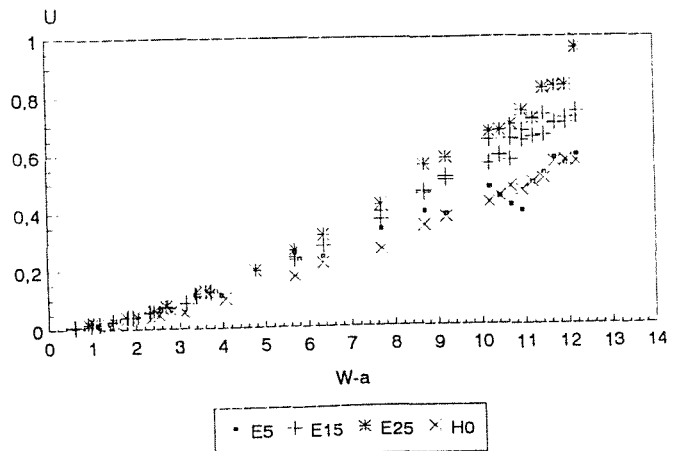


Fig. 6. Energía $v=1$ mm/min.

Tabla 1. Comparación resultados experimentales.

MATERIAL	HIPS	HIPS	E-5	E-10	E-15	E-15	E-25	E-25	E-25
S (mm)	50.88	50.88	50.88	50.88	50.88	69.4	50.88	50.88	50.88
B (mm)	6.35	3.175	6.35	6.35	6.35	6.35	3.175	4.27	6.35
Z	2.33	1.21	3.81	3.76	3.22	2.15	1.49	1.98	2.88
$P=Z(w-a)^2$									
Coef. deter.	0.998	0.999	0.998	0.999	0.998	0.999	0.996	0.995	0.999
$\dot{s} = 0.03 \text{ min}^{-1}$									
K (MPa)	7.4	7.6	12.13	11.95	10.24	9.31	9.44	9.35	9.14
$Y_{\text{tracción}}$ (MPa)	15.28	15.28	23.89	25.16	20.50	20.50	18.51	18.51	18.51
$\dot{s} = 0.02 \text{ min}^{-1}$									
$Y_{\text{compresión}}$ (MPa)	51.27	51.27	82.31	67.69	55.31	55.31	47.32	47.32	47.32
$\dot{s} = 0.03 \text{ min}^{-1}$									

5. ENSAYOS SENB CON PROFUNDIDAD ENTALLA VARIABLE

En la figura 6 se representan los valores de la energía obtenidos en un ensayo SENB a $v=1\text{mm/min}$, como si se trataran de un ensayo Charpy, mientras que en la figura 7 se representan los valores de la carga máxima.

Si cuando hay altos contenidos en segunda fase, mayor es la zona dañada y la iniciación de la propagación tiene lugar en la parte plana, de la curva carga-desplazamiento, cerca del máximo, cabe pensar que la propagación habrá tenido lugar aproximadamente cuando se haya alcanzado el momento plástico, y en este punto

$$P \approx 2 * 1.26 * \frac{(K*B)}{S} (w-a)^2 \quad (7)$$

donde si aplicamos el criterio de Tresca $Y_t=2K$, es decir que la carga máxima será función lineal con $(w-a)^2$, directamente proporcional a la tensión de tracción y al espesor de la

probeta, e inversamente proporcional a la distancia entre apoyos.

Estas predicciones podemos ver que se cumplen en la figura 7 y en la tabla I donde para HIPS y diferentes mezclas de PS y SBS en ensayos realizados con distintos espesores de probeta (siempre en deformación plana) y también con distintas distancias entre apoyos, los valores de $2K$ calculados coinciden razonablemente con los valores de Y_t determinados experimentalmente.

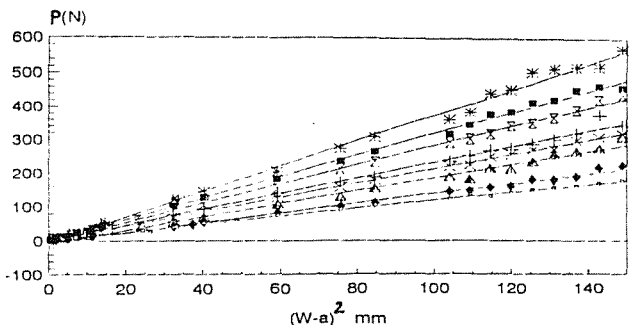


Fig. 7. Valores carga máxima.

En las figuras 6 y 7 puede también observarse, una mayor dispersión de los resultados a valores grandes de $(w-a)$ que cabe atribuir a que no se ha alcanzado la profundidad crítica de entalla para el modelo aplicado.

6. REFERENCIAS

- [1] Kinlock A.J. y Young R.J. "Fracture behaviour of polymers", Applied Science Pub. London 1983.
- [2] Green A.P., "The plastic yielding of notched bars due to bending", Quart. J. Mech. Appl. Math. 6 (1953) 223-239.
- [3] Chakrabarty J., "Theory of plasticity", McGrawhill, Singapore 1987.
- [4] Alexander J.M., Komoly T.J., "On the yielding of a rigid plastic bar with an Izod notch", J. Mech. Phys. Sol 10 (1962) 265-273.
- [5] Green A.P., "The plastic yielding of shallow notched bars due to bending", J. Mech. Phys. Sol. 4 (1956) 259-268.
- [6] Green A.P. and Hundy B.B., "Initial plastic yielding in notch bend tests", J. Mech. Phys. Sol. 4 (1956) 128-144.
- [7] Wilshaw T.R., Pratt P.L., "On plastic deformation of Charpy specimens prior to general yield", J. Mech. Phys. Sol 14 (1966) 7-19.
- [8] Narisawa I., Takemori M.T., "Fracture toughness of impact modified polymers based on the J integral", Polym. Eng. Sci. 29 (1989) 671-678.
- [9] Díaz M.R., MasPOCH M.Ll., Martínez A.B., "Influencia de la morfología sobre la fractura de mezclas de PS y SBS", An. Mec. Fract. 9 (1992) 115-120.