

# CARACTERIZACIÓN A IMPACTO DE PLÁSTICOS: MODELO CON CRITERIO DE FALLO

L. Aretxabaleta, J. Aurrekoetxea, I. Urrutibeascoa

*Modragon Goi Eskola Politeknikoa, Mondragon Unibertsitatea, 20500 Mondragon, España.*

M. Sánchez-Soto

*Dept. Ciència dels Materials i Eng. Met. Centre Català del Plàstic, Universitat Politècnica de Catalunya, C/ Colom 114, 08222 Terrassa, Barcelona, España.*

**Resumen.** El comportamiento a impacto de los plásticos se basa actualmente en modelos no-conservativos compuestos por masa/muelle/amortiguador que describen el comportamiento viscoelástico, perdiendo validez en el momento en el que la deformación presenta una componente plástica. En este trabajo se presenta un nuevo modelo desarrollado para el polipropileno compuesto por masa/muelle/amortiguador/patín que abarca desde el comportamiento viscoelástico hasta el fallo. Las conclusiones principales a las que se ha llegado en este trabajo son: 1) los resultados experimentales obtenidos mediante el método de impacto-tracción evitan los problemas inherentes a los ensayos de flexión; 2) el modelo propuesto permite introducir el criterio de fallo a impacto; 3) el límite elástico del polipropileno, en el rango de velocidades y energías de impacto analizado, es de  $54,1 \pm 2,2$  MPa.

**Abstract.** Impact behaviour of plastics nowadays is based on non-conservative mass/spring/dashpot models that are able to describe the viscoelastic behaviour, but they are not valid when the deformation has a plastic component. In this paper a new mass/spring/dashpot/skid model is presented; this model covers the material behaviour range comprise from the viscoelastic response to failure. The main conclusions of this work are: 1) Experimental results of tensile-impact tests avoid the inherent problems of flexural impact tests; 2) The new model permits to introduce the impact failure criterion; 3) The yield stress of polypropylene is  $54,1 \pm 2,2$  MPa in the analysed range of impact energies and velocities.

## 1. INTRODUCCIÓN

La evolución de la tecnología de polímeros está posibilitando la utilización de estos materiales en aplicaciones estructurales cada vez más exigentes. Entre las sollicitaciones a las que están sometidas las piezas estructurales, el impacto es un comportamiento clave, ya que este tipo de sollicitación es muy severo y frecuentemente provoca la rotura del producto, pudiendo llegar a poner en peligro la integridad física de los usuarios. Uno de los ejemplos más claros de la importancia del comportamiento a impacto es el que se da en el sector de automoción. Según un informe de la Organización Mundial de la Salud, más de 170.000 europeos mueren y unos 5 millones resultan heridos cada año en accidentes de tráfico. Por lo tanto, la mejora de la seguridad pasiva de los vehículos es fundamental para reducir esta siniestralidad.

Todos los materiales, en general, presentan un comportamiento complejo frente a impacto, ya que, además de la naturaleza del propio material, depende también de las condiciones de impacto (velocidad del proyectil, energía de impacto). A esto hay que añadir que las propiedades de los materiales termoplásticos son muy sensibles a parámetros como la velocidad de deformación o la temperatura. Esta complejidad provoca una falta de modelos del material que permitan describir adecuadamente el comportamiento de materiales termoplásticos frente a impacto. El

comportamiento viscoelástico ha sido motivo de numerosas investigaciones [1-4], en las que se han desarrollado ecuaciones constitutivas que contemplan el efecto de la velocidad de deformación o de la temperatura. Existen dos posibles estrategias para obtener las leyes de comportamiento a impacto de los plásticos; 1) la caracterización del material a bajas velocidades de deformación ( $<10^{-3} \text{s}^{-1}$ ) y posterior extrapolación de los resultados según un modelo hasta las velocidades de deformación asociadas a impacto ( $>10 \text{s}^{-1}$ ), y 2) la caracterización de las constantes del material directamente en condiciones de impacto. El primer método tiene su principal limitación en el hecho de que un cambio de velocidad de deformación puede implicar un cambio en los micromecanismos de deformación y de fractura [5], lo que introduce desviaciones considerables entre la realidad y lo estimado mediante la extrapolación. La segunda estrategia, consistente en caracterizar el material directamente a impacto, tiene como principal dificultad la adquisición de datos significativos que puedan ser tratados para obtener los parámetros característicos del plástico.

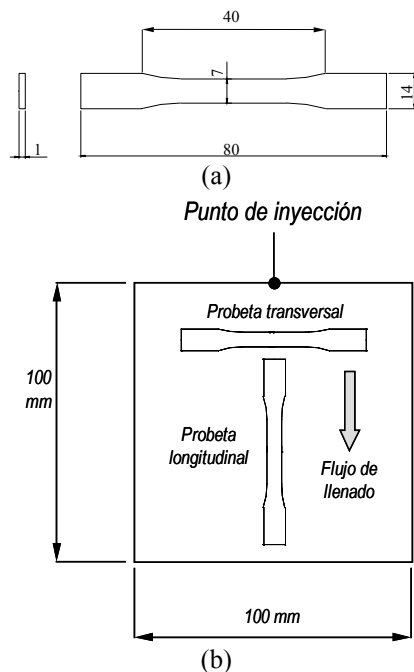
En lo que a los modelos mecánicos se refiere, para describir la evolución de la fuerza en función del tiempo durante el impacto existen dos alternativas: i) considerar que el sistema es conservativo, o ii) que es disipativo. Los modelos conservativos, compuestos de masa/muelle, consideran que el material es elástico

lineal y que no hay pérdidas de energía. Sin embargo, el impacto de los materiales poliméricos, por muy pequeña que sea la velocidad de impacto, implica una pérdida de energía en mayor o menor grado, por lo que estos modelos no son válidos [6]. Para solventar estos problemas se han desarrollado modelos no-conservativos compuestos por masa/muelle/amortiguador que describen el comportamiento viscoelástico, pero que pierden validez en el momento en el que la deformación presenta una componente plástica.

En este trabajo se presenta un nuevo modelo desarrollado para describir el comportamiento a impacto del polipropileno, compuesto por masa/muelle/amortiguador/patín que describe la componente viscoelástica, la viscoplástica y la rotura. Además, se propone el uso de los ensayos de impacto-tracción para superar los problemas asociados a los ensayos de flexión.

## 2. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El material elegido para la realización de este trabajo de investigación es un homopolímero de polipropileno isotáctico comercial (SM6100, Montell) de grado inyección. Las probetas de tipo halterio (Fig. 1a) para los ensayos de impacto-tracción se mecanizaron a partir de planchas inyectadas (Fig. 1b). Se obtuvieron probetas longitudinales (paralelas al sentido del flujo de llenado) y transversales (perpendiculares al flujo de llenado) para estudiar la influencia de la orientación molecular inducida por la inyección.



**Fig. 1.** Dimensiones de las probetas halterio (a), y plancha obtenida por inyección a partir de las que se han mecanizado las probetas (b).

A fin de aliviar las tensiones internas se ha aplicado un recocido a todas las probetas antes de los ensayos de impacto. El tratamiento térmico también homogeneiza la estructura cristalina. Algunos polímeros, como el polipropileno, cristalizan parcialmente durante el moldeo por inyección y continúan cristalizando lentamente incluso a temperatura ambiente. Por otra parte, se ha constatado que en zonas puntuales de piezas inyectadas el PP puede cristalizar en forma  $\beta$ -PP [7], lo que podría complicar la interpretación de los resultados, pero la aplicación de tratamientos térmicos por encima de  $145^{\circ}\text{C}$  asegura la transición  $\beta \rightarrow \alpha$  y elimina la fase  $\beta$ -PP. Debido a esto se aplicará un recocido durante 3 horas en una estufa de circulación forzada de aire a  $145^{\circ}\text{C}$ .

Los ensayos de impacto se realizaron en un equipo de impacto-tracción CEAST 6545 instrumentado, con el que se ha registrado la evolución en el tiempo de la fuerza de impacto (curva  $F-t$ ). Para obtener las energías de impacto mostradas en la Tabla 1 se ha mantenido constante la masa del péndulo en 1,091 Kg, variando la velocidad de impacto ( $v_0$ ) desde 0,5 m/s hasta 3,5 m/s.

| $v_0$ [m/s] | Energía de impacto [J] |
|-------------|------------------------|
| 0,5         | 0,136                  |
| 0,7         | 0,267                  |
| 0,9         | 0,442                  |
| 1,1         | 0,660                  |
| 1,3         | 0,922                  |
| 1,5         | 1,227                  |
| 1,7         | 1,576                  |
| 1,9         | 1,969                  |
| 2,1         | 2,406                  |
| 2,3         | 2,885                  |
| 2,5         | 3,409                  |
| 2,7         | 3,977                  |
| 2,9         | 4,587                  |
| 3,1         | 5,242                  |
| 3,3         | 5,940                  |
| 3,5         | 6,682                  |

Con la combinación de este rango de masas y velocidades de impacto se consigue un abanico de condiciones de ensayo que provocan desde la deformación viscoelástica pura hasta la rotura de las probetas de impacto-tracción.

De cada curva experimental  $F-t$  se ha determinado el valor de la fuerza máxima ( $F_{max}$ ) para calcular la tensión máxima ( $\sigma_{max}$ ) según la ecuación (1).

$$\sigma_{max} = F_{max} / S_0 \quad (1)$$

siendo  $S_0$  el área de la sección de la probeta

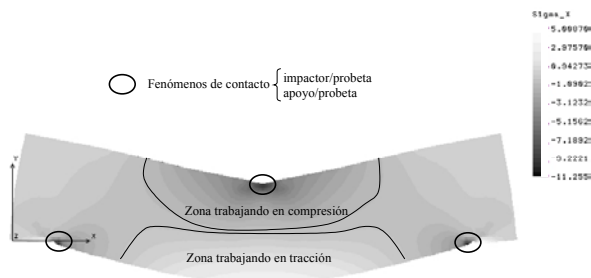
El valor del coeficiente de restitución ( $\epsilon$ ) se ha calculado utilizando el impulso ( $\int F dt$ ) y el momento ( $mv_0$ ) en la ecuación (2) [6].

$$\varepsilon = \frac{\int_0^{t_c} F \cdot dt}{m \cdot v_0} - 1 \quad (2)$$

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Existen diferentes técnicas de impacto para la caracterización de los plásticos. Básicamente se distinguen dos tipos, los pendulares y los de caída de dardo (excluimos los ensayos de balística). En cada uno de estos tipos de impacto se pueden encontrar diferentes configuraciones de ensayos. En el caso de los ensayos pendulares las tres configuraciones más habituales son: Charpy [8], Izod [9] e impacto-tracción [10].

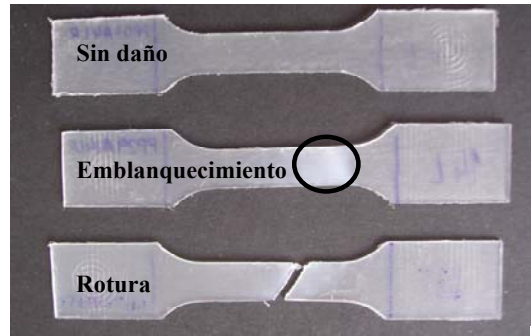
La configuración de impacto-tracción se desarrolló inicialmente para ensayar films de plásticos. Sin embargo, el hecho de que la carga sea uniaxial e idéntica en todas las secciones de la zona calibrada de la probeta le confiere una ventaja con respecto a las configuraciones Charpy e Izod, ya que estas dos son de tipo flexión y el estado tensional es complejo (Fig. 2, la mitad de la probeta trabaja a tracción, la otra mitad a compresión y además existe una componente de cortadura).



**Fig. 2.** Estado tensional en una probeta solicitada en flexión (simulación mediante COSMOS de un caso estático).

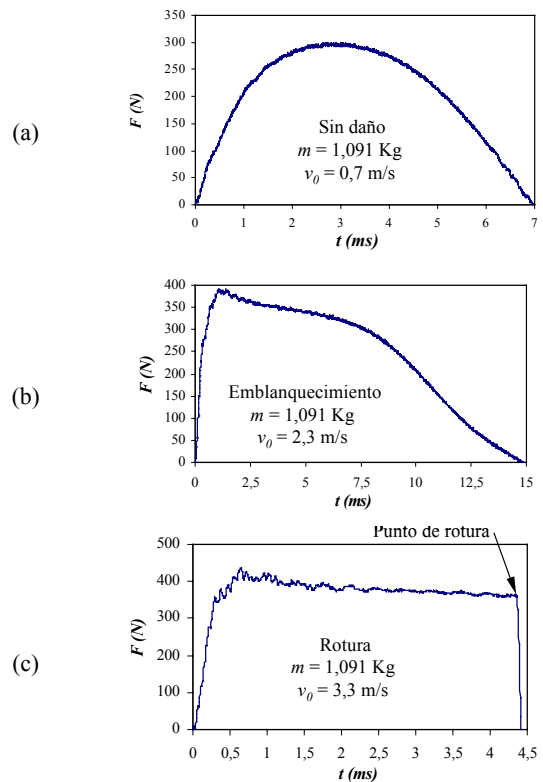
Otra de las ventajas de la configuración impacto-tracción es que la velocidad de deformación es idéntica en todos los puntos de la probeta, cosa que no se cumple en las configuraciones de flexión. Finalmente, en los ensayos de impacto-tracción el impactor no entra en contacto con la probeta, por lo que se evitan los fenómenos locales de contacto (Fig. 2).

La inspección visual de las probetas tras ser ensayadas ha permitido definir dos tipos de fallo (Fig. 3). El polipropileno, cuando es sometido a tracción, comienza a emblanquecer a partir de un cierto nivel de tensión como consecuencia de los mecanismos de deformación plástica [11]. Este fenómeno de emblanquecimiento se ha utilizado para definir el límite elástico. El segundo mecanismo de fallo definido ha sido la rotura de la probeta.



**Fig. 3.** Probetas en las que se observa el fallo por emblanquecimiento por tensión y fallo por rotura.

La forma de la curva  $F-t$  depende de la energía de impacto, mostrando las siguientes formas; 1) cuando la deformación es viscoelástica la curva es una semi-sinusoide no-simétrica que indica la pérdida de energía (Fig. 4a); 2) en el caso en el que se produce el emblanquecimiento bajo tensión la curva alcanza el máximo en un intervalo de tiempo corto y la descarga se produce de manera progresiva (se observa que el tiempo de contacto se alarga considerablemente, Fig. 4b), y 3) cuando la probeta se rompe la curva  $F-t$  se parece a la de las probetas emblanquecidas, pero la fuerza desciende bruscamente en el momento en el que se produce la rotura (Fig. 4c).



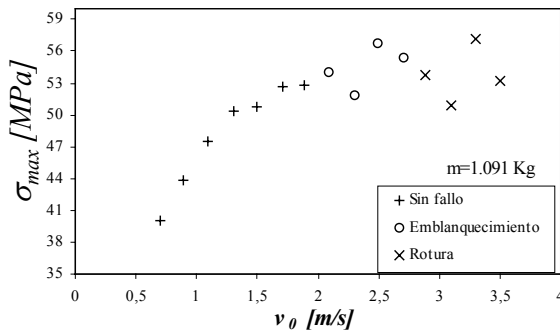
**Fig. 4.** Curvas de impacto  $F-t$  en las que la probeta no ha sufrido ningún tipo de daño (a), la probeta se ha emblanquecido (b), y en la que se ha roto (c).

La Fig. 5 muestra los valores de la tensión máxima ( $\sigma_{max}$ ) para cada velocidad de impacto ( $v_0$ ). Se observa que para el rango de bajas velocidades (1,9 m/s) la probeta no sufre ningún tipo de daño, es decir, que la respuesta es viscoelástica. En este rango de velocidades  $\sigma_{max}$  aumenta con  $v_0$ , lo que es lógico ya que existe una relación entre ambos parámetros que viene dada por la ecuación (3) [12]:

$$\sigma_{max} = F_{max}/S_0 = (2E_0K)^{1/2}/S_0 \quad (3)$$

donde  $E_0$  es la energía cinética inicial del impactor y  $K$  es la rigidez de la probeta.

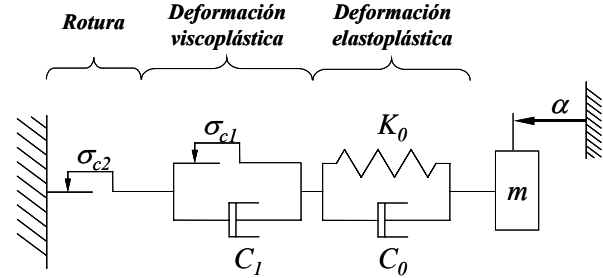
Tanto el emblanquecimiento como la rotura se producen en el rango de las mayores velocidades de impacto ( $1,9\text{m/s} < v_0$ ), pero a diferencia de los casos en los que la deformación es viscoelástica, la tensión se mantiene prácticamente constante en un valor de  $54,1 \pm 2,2$  MPa. Esto significa que el material presenta un comportamiento elasto-plástico quasi-perfecto. Esta deducción se confirma por la forma de la curva  $F-t$  (Fig. 4c) en la que se observa que entre el punto de fluencia y el de rotura la fuerza se mantiene prácticamente constante.



**Fig. 5.** Tensión máxima ( $\sigma_{max}$ ) en función de la velocidad de impacto. Los símbolos indican el tipo de comportamiento; + sin daño, o emblanquecimiento y x rotura.

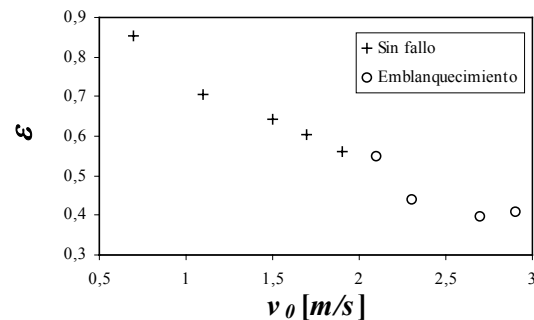
Como se ha comentado en la introducción, actualmente se emplean modelos no-conservativos compuestos por masa/muelle/amortiguador, pero dichos modelos pierden validez en cuanto la deformación presenta una componente plástica. El modelo propuesto en este trabajo está compuesto por tres bloques que representan los tres tipos de comportamiento que pueden tener lugar: deformación viscoelástica, deformación viscoplástica y rotura (Fig. 6). El bloque que describe comportamiento viscoelástico está compuesto por un muelle, que representa el almacenamiento de energía (comportamiento elástico,  $K_0$ ), y un amortiguador que representa las pérdidas (comportamiento viscoso,  $C_0$ ). El hecho de que estén en paralelo confiere la posibilidad de que la deformación sea completamente recuperable. El segundo bloque describe el comportamiento viscoplástico, para lo que se dispone de un patín

(elemento que sólo se deforma a partir de un cierto nivel de tensión [13]) que representa el límite elástico ( $\sigma_{c1}$ ) asociado en paralelo con un amortiguador que representa las pérdidas de energía por la deformación plástica ( $C_1$ ). El valor del límite elástico está asociado a la tensión a la que comienza el emblanquecimiento. Finalmente, la rotura se ha definido mediante un segundo patín cuyo valor crítico de tensión representa la resistencia mecánica del material ( $\sigma_{c2}$ ).



**Fig. 6.** Modelo no-conservativo en el que se incorpora el criterio de fallo.

En general, todos los casos de impacto sobre materiales poliméricos implican una disipación de energía en mayor o menor grado [6]. Para cuantificar este tipo de comportamiento no-conservativo se ha calculado el coeficiente de restitución ( $\epsilon$ ), que se define como la relación de la velocidad después y antes del impacto. La Fig. 7 muestra los valores de  $\epsilon$  en función de la velocidad de impacto ( $v_0$ ), y en el que se puede observar cómo la pérdida de energía aumenta con  $v_0$ . El origen de la disipación de la energía está asociado a los mecanismos de deformación viscoelástica y viscoplástica. Así, en los ensayos en los que las probetas no han sufrido ningún tipo de daño (ensayos realizados hasta 1,9 m/s) la disipación de energía se debe a la deformación viscoelástica (amortiguador  $C_0$ ). En los casos en los que se produce el emblanquecimiento, la energía disipada es consecuencia de la suma de las deformaciones viscoelástica (amortiguador  $C_0$ ) y viscoplástica (amortiguador  $C_1$ ). En los ensayos en los que la probeta se ha roto no es posible calcular el valor de  $\epsilon$ .



**Fig. 7.** Evolución del coeficiente de restitución ( $\epsilon$ ) en función de la velocidad de impacto ( $v_0$ ).

## CONCLUSIONES

El método de impacto tracción es adecuado para caracterizar el material en condiciones de impacto, ya que al contrario de lo que ocurre en la configuración de flexión (Charpy e Izod), la tensión y la velocidad de deformación son idénticas en todas las secciones de la zona calibrada. Además, se eliminan los fenómenos locales de contacto entre el impactor y la probeta.

Se distinguen tres regímenes de respuesta de la probeta frente a un impacto: el régimen viscoelástico en el que la probeta no presenta daño ni emblanquecimiento alguno; el régimen viscoplástico en el que la probeta presenta una zona emblanquecida; y la rotura, cuando la probeta se separa en dos pedazos. Cada uno de los regímenes presenta una curva experimental  $F-t$  característica.

El modelo mecánico propuesto permite describir el comportamiento del material en un rango que comprende desde el comportamiento puramente viscoelástico, hasta la rotura, pasando por el comportamiento viscoplástico. El comportamiento viscoelástico se describe mediante un muelle y un amortiguador asociados en paralelo, el viscoplástico mediante un patín y un amortiguador en paralelo, y la rotura mediante un patín.

El material presenta un comportamiento elasto-plástico quasi-perfecto en el rango de velocidades y energías de impacto analizado, siendo el límite elástico de  $54 \pm 2,2$  MPa.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida del Departamento de Industria, Comercio y Turismo del Gobierno Vasco a través del proyecto OD02MU13 y de la Excelentísima Diputación Foral de Guipúzcoa a través del proyecto Impactdesign.

Los autores también quieren agradecer a todos los componentes del Centre Català del Plàstic su colaboración en la realización de este trabajo.

## REFERENCIAS

- [1] Dean, G. y Read, B., "Modelling the behaviour of plastics for design under impact", *Polymer Testing*, 20, 677-683 (2001).
- [2] Duan, Y., Saigal, A., Greif, R. y Zimmerman, M.A. "Analysis of multiaxial impact of polymers", *Polymer Engineering and Science*, 42, pp.395-402 (2002).
- [3] Jiménez, O., Sánchez-Soto, M., Santana, O., Maspocho, M.LI., Gordillo, A., Velasco, J.I. y Martínez, A.B., "Indentación por impacto de baja

energía: Modelo completo", VI Congreso de Materiales, Madrid, p.84 (2002).

- [4] Suvorova, J.V., Ohlson, N.G. y Alexeeva, S.I., "Temperature influence in the description of time-dependent materials" *Materials & Design*, 24, pp. 299-304 (2003).
- [5] Kinloch, A.J., y Young, R.J., "Fracture Behaviour of Polymers", Applied Science Publishers, (1983).
- [6] Martínez, A.B., Agullo, J., et al. "Impacto de baja energía de composites de poliestireno" *Actas del IV Congreso Nacional de Materiales Compuestos*, Gijón, pp. 42-78, (2001).
- [7] Varga, J., "Review: Supermolecular structure of isotactic polypropylene", *J. Mater. Sci.*, 27, pp. 2557-2579 (1992).
- [8] ASTM D6110-02, Standard Test Methods for Determining the Charpy Impact Resistance of Notched Specimens of Plastics, (2002).
- [9] D256-02e1 Standard Test Methods for Determining the Izod Pendulum Impact Resistance of Plastics, (2002).
- [10] ASTM D1822-99 Standard Test Method for Tensile-Impact Energy to Break Plastics and Electrical Insulating Materials, (1999).
- [11] Liu, Y., Colin, H.L., Truss, R.W.Y Calos, N.J., "Characterization of stress-whitening of tensile yielded isotactic polypropylene", *Polymer*, 38, pp. 2797-2805 (1997).
- [12] Martínez, A.B., Arnau, J., Santana, O. y Gordillo, A., "IMPACTO DE PLÁSTICOS. Parte 2: Impacto de Baja Energía", *Información Tecnológica*, 5, pp. 19-24 (1994).
- [13] Lemaitre, J., y Chaboche, J.L., "Mécanique des matériaux solides", p. 101, (1988), Dunod, Paris.