



# COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE POLIPROPILENO MODIFICADO CON UNA POLIOLEFINA ELASTOMÉRICA

**Laura A. Fasce**

Instituto de Investigaciones en Ciencia y Tecnología de Materiales INTEMA  
Universidad Nacional de Mar del Plata – CONICET  
Av. Juan B. Justo 4302 – B7602FDQ Mar del Plata – Argentina

Directora: Dra. Patricia María Frontini

Trabajo de tesis para obtener el grado de Doctor en Ciencias de Materiales  
Fecha de defensa: 13 de diciembre de 2002

## 1. Introducción

El polipropileno (PP) empezó a comercializarse a finales de la década del '50 y se ha convertido en el polímero termoplástico de mayor producción mundial. Actualmente, el PP se utiliza para fabricar desde el paragolpes de un auto hasta el tejido que recubre los pañales descartables, pasando por tuberías, fibras, cajas, envases, films, juguetes y un larguísimo etcétera. La gran versatilidad de este material se debe a su estructura química y disposición espacial, que le confieren un gran número de cualidades deseables. Se trata del polímero comercial de menor densidad, posee una excelente resistencia química, buenas propiedades eléctricas derivadas de su apolaridad, inercia química y biológica, alta estabilidad térmica, es de fácil procesamiento y admite ser reciclado. Sin embargo, el PP posee ciertas desventajas que limitan su aplicación en altas prestaciones. Estas limitaciones se deben a su baja tenacidad a la fractura especialmente cuando es solicitado a bajas temperaturas y en condiciones de impacto. Este hecho ha sido la fuerza impulsora de muchos trabajos de investigación y desarrollo, de los cuales, este es uno de ellos.

Una de las soluciones propuestas para extender las aplicaciones del PP a más altas prestaciones consiste en la adición de partículas elastoméricas [1]. Si bien en principio no se conocía cuál era el verdadero papel de la fase elastomérica, ahora se sabe que ésta desempeña un rol fundamental. Las partículas promueven mecanismos alternativos de absorción de energía en la matriz que incrementan la tenacidad a la fractura notablemente.

Los elastómeros de utilización más difundida en la modificación del PP son del tipo EPR y EPDM (copolímeros etileno-propileno). Al igual que la gran mayoría de las mezclas poliméricas, las mezclas de PP y este tipo de elastómeros son inmiscibles. Es por ello que resulta necesaria la utilización de agentes compatibilizantes entre los dos polímeros.

El desarrollo de elastómeros poliolefínicos (POEs) mediante síntesis metalocénica ofrece una nueva alternativa para la modificación de PP [2]. La utilización de POEs en reemplazo de los elastómeros tradicionales resulta atrayente desde el punto de vista económico. De acuerdo a algunos estudios, los costos de producción de estas mezclas se reducen al requerirse menores esfuerzos de corte durante el mezclado de los dos polímeros [3]. Además, como los POEs son copolímeros muy uniformes y admiten una incorporación de comonomero elevada, la tensión superficial entre el PP y estas poliolefinas es relativamente baja. Por ello, no se requeriría el agregado de agentes

compatibilizantes para lograr dispersiones finas y con cierto grado de adhesión entre las dos fases [4].

Los materiales estudiados en este trabajo son mezclas basadas en un homopolímero de propileno comercial de producción nacional y distintas proporciones de una poliolefina elastomérica producida por síntesis metalocénica. El objetivo de este trabajo es caracterizar ampliamente el comportamiento mecánico de mezclas de PP y POEs bajo distintas condiciones de sollicitación, correlacionarlo con la morfología a través de la interpretación de los micromecanismos de deformación, y compararlo con lo reportado para mezclas tradicionales de PP y copolímeros de PP de alto impacto.

## 2. Materiales

Se utilizó un grado comercial de un homopolímero de propileno (PP) producido por Petroquímica Cuyo S.A.I.C. El PP es semicristalino y el grado empleado es 99% isotáctico ( $MI=11\text{dg/min}$  y  $\rho=0.908\text{g/cm}^3$ ). Como modificador se usó una poliolefina elastomérica (POEs), producida vía síntesis metalocénica y comercializado por la Dow Chemical Co ( $MI=1\text{dg/min}$  y  $\rho=0.87\text{g/cm}^3$ ). Se trata de un copolímero de etileno y 24% de 1-octeno.

Las mezclas de PP y un 10, 20 y 30% en peso de POEs fueron provistas en forma de gránulos por Petroquímica Cuyo SAIC. La dispersión de ambos componentes se realizó por mezclado mecánico de los materiales en una extrusora de doble tornillo sin el agregado de agentes compatibilizantes.

Los gránulos se moldearon por compresión de manera de obtener placas de distintos espesores en una prensa hidráulica a  $200^\circ\text{C}$  y a una presión de  $38\text{Kg/cm}^2$ . Las placas se trataron térmicamente a  $100^\circ\text{C}$  durante 3 horas para aliviar tensiones originadas durante el moldeo.

## 3. Estudio de la morfología

El estudio de la morfología de las mezclas de PP y POEs se realizó en base a la aplicación de técnicas de calorimetría diferencial dinámica (DSC), ensayos mecánico dinámicos (DMA), microscopía óptica de transmisión (TOM) y microscopía electrónica de barrido (SEM).

A partir de los ensayos de DMA se infirió que la mezcla de PP y hasta un 30% de POEs es un sistema de dos fases inmiscibles, puesto que las temperaturas a las cuales se manifiestan las relajaciones de las fases amorfas ( $T_{gPP}=13^\circ\text{C}$ ;  $T_{gPOEs}=-54^\circ\text{C}$ ) de los dos polímeros son invariantes respecto de las que exhiben los componentes por separado.

La distribución de fases se estudió por SEM. Para ello, se prepararon superficies de fractura en condiciones criogénicas y se sometieron a dos tratamientos diferentes: 1) disolución selectiva de la fase POEs por medio de *n*-hexano y 2) ataque preferencial de todo el contenido amorfo por medio de una solución ácida oxidante ( $\text{H}_2\text{SO}_4\text{-KMnO}_4$ ). La morfología de las mezclas de PP y POEs resulta un patrón continuo de partículas elastoméricas globulares dispersas en la matriz de PP (Figura 1). Al analizar la

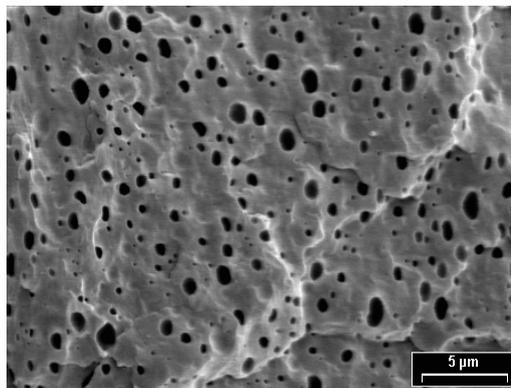


Figura 1. Micrografía obtenida por SEM de PP+20% POEs tratada en *n*-hexano.

distribución de tamaños de partículas a partir de estas micrografías (Figura 2), se encontró que los diámetros de las partículas de POEs siguen una distribución log-normal [5]. El diámetro promedio, la distribución de tamaños y también los problemas de coalescencia de partículas aumentan con la proporción de POEs en la mezcla. El rango de tamaños de partículas encontrado en estas mezclas coincide con los reportados para mezclas tenaces de PP modificado con elastómeros del tipo EPR o EPDM [5,6].

El grado de cristalinidad del PP en todos los materiales se evaluó a partir de las endotermas de fusión obtenidas por DSC y de los calores de fusión de los componentes 100% cristalinos. Se encontró que tanto la cristalinidad de la matriz de PP, que alcanza un 50% en las condiciones de procesamiento empleadas como la estructura esferulítica -revelada por SEM con el ataque 2 (Figura 3) - se ven prácticamente inalteradas por la presencia de hasta un 30% de POEs en la mezcla. Estos resultados están de acuerdo con los de otros autores, quienes reportaron que la presencia de elastómeros poliolefínicos no inhibe el crecimiento de las esferulitas de PP [7]. Por el contrario, la presencia de elastómeros del tipo EPR suele alterar la cristalización de PP [8].

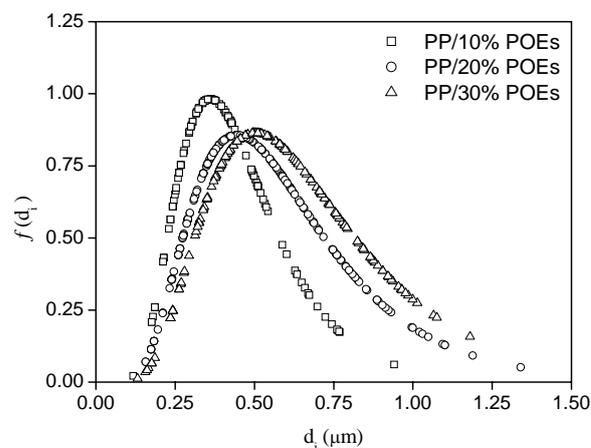


Figura 2. Frecuencia de tamaños de partículas en las mezclas PP/POEs.

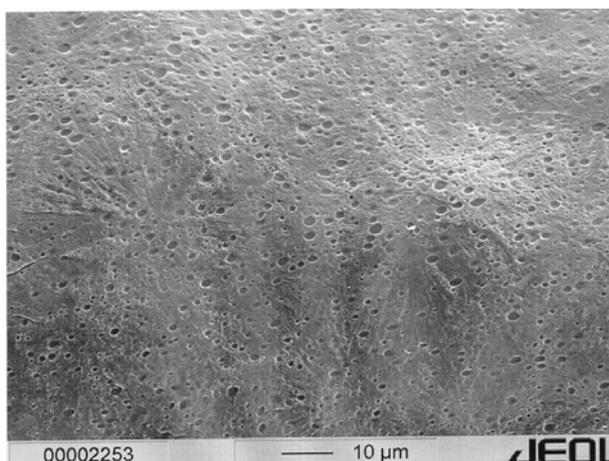


Figura 3. Micrografía obtenida por SEM de PP+20% POEs tratada con  $\text{H}_2\text{SO}_4\text{-KMnO}_4$

#### 4. Estudio de la deformación elástica y el comportamiento a fluencia

Se investigó la respuesta mecánica de las mezclas de PP y POEs en función del contenido de modificador, el estado tensional, el nivel de deformación impuesta y la temperatura. En la Figura 4 se esquematizan las distintas geometrías empleadas en estos ensayos mecánicos. Los ensayos se llevaron a cabo en una máquina universal de ensayos INSTRON modelo 4467 equipada con extensómetros y cámara termostática. El comportamiento de los materiales en el rango lineal elástico se describe mediante dos propiedades: el módulo de Young,  $E$ , y el coeficiente de Poisson,  $\nu$  [9]. Estas propiedades se determinaron mediante un ensayo de flexión en tres puntos (ASTM D790-93) y por medición de la deformación en dos direcciones durante un ensayo de tracción uniaxial, respectivamente. Se encontró que el módulo elástico disminuye linealmente con la fracción volumétrica de POEs en las mezclas (Figura 5), de acuerdo al modelo de isodeformación, es decir, que coinciden con el límite superior de módulo obtenible en un material de dos fases. Esto indica que no hay un empobrecimiento adicional de las

propiedades elásticas por la incorporación de la fase POEs en la matriz de PP. El rango de valores obtenidos coincide con los reportados para otras mezclas o copolímeros de impacto de PP [10, 11]. La presencia de POEs no afecta el coeficiente de Poisson medido para el PP ( $\nu \approx 0.4$ ).

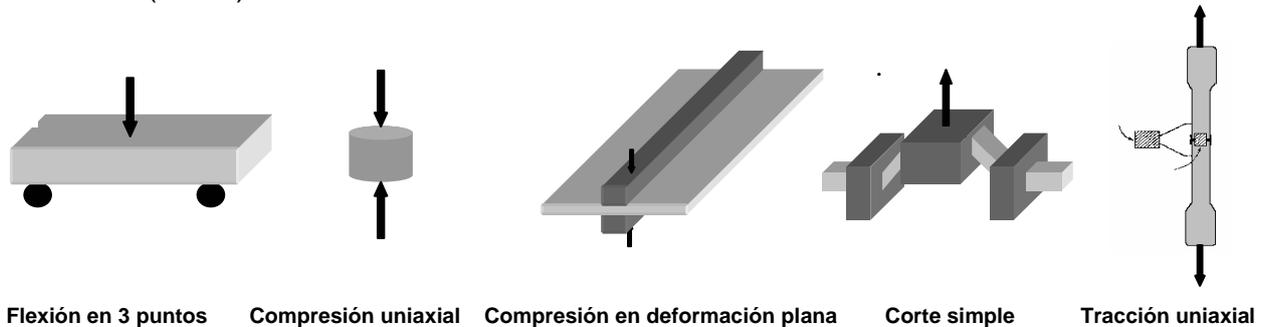


Figura 4. Geometrías utilizadas en los ensayos mecánicos

Cuando los materiales se solicitaron en tracción uniaxial a distintas temperaturas, el PP presentó una transición de comportamiento frágil (a  $-30^{\circ}\text{C}$ ) a completamente dúctil ( $+40^{\circ}\text{C}$ ). Se observó que la incorporación de POEs provocó el mismo efecto que el aumento de la temperatura del ensayo. La temperatura a la cual ocurre la transición dúctil-frágil disminuye al aumentar el contenido de POEs en las mezclas. Los mecanismos de deformación responsables de los cambios de comportamiento se estudiaron mediante ensayos de tracción dilatométricos. El PP y las mezclas presentaron mecanismos de deformación mixtos; esto es, en parte originados por procesos cavitacionales, donde se registraron aumentos de volumen ( $\Delta V/V > 0$ ) y en parte debidos a deformación por corte ( $\Delta V/V = 0$ ). La deformación plástica se manifestó por regiones macroscópicas emblanquecidas tanto en el PP como en las mezclas. Sin embargo, este emblanquecimiento tiene origen en procesos cavitacionales diferentes. En el PP, el emblanquecimiento se debe a la aparición de “crazes” perpendiculares a la dirección de la carga aplicada, según se observó por TOM. En las mezclas, se debe a la generación y crecimiento de huecos originados por el despegue de la fase elastomérica, según se observó por SEM de las deformadas. El “crazing” predomina a bajas temperaturas, cuando la deformación por corte está inhibida, y es responsable de la fractura frágil del material (PP a  $-30^{\circ}\text{C}$ ). El despegue de la fase elastomérica promueve, aún a bajas temperaturas, la deformación por corte de la matriz de PP. Esto se debe a que una vez que se forman los huecos, el estado tensional se relaja localmente en los alrededores de los mismos, la componente en corte aumenta y disminuye la tensión de fluencia [12].

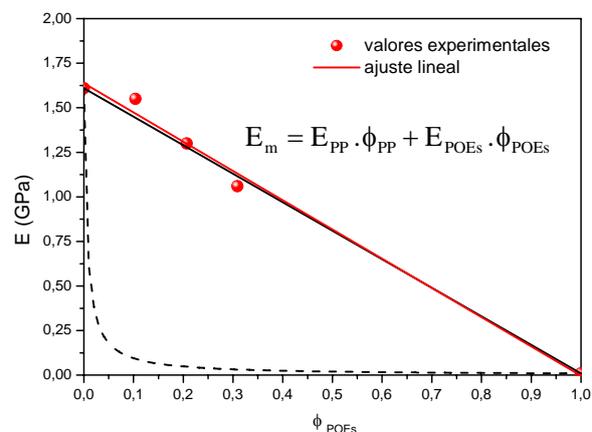


Figura 5. Módulo elástico en función del % de POEs

El estudio del comportamiento a fluencia de un material es un paso fundamental para establecer los límites de confiabilidad en el diseño ingenieril. Se pretende encontrar un criterio capaz de predecir la fluencia bajo estados de tensión complejos a partir de unas pocas mediciones experimentales. Los criterios más sencillos que describen el comportamiento de los polímeros son los de Tresca modificado y Von Mises modificado, puesto que tienen en cuenta la sensibilidad a la presión hidrostática de estos materiales [13]. A fin de establecer los parámetros de dichos criterios, los materiales se solicitaron bajo estados de tensión multiaxiales (tracción uniaxial, compresión uniaxial, corte simple, compresión en deformación plana), a una velocidad de deformación constante de  $0.5 \text{ min}^{-1}$  y a temperatura ambiente. La tensión de fluencia verdadera se determinó, para cada caso, aplicando el método de recuperación de la deformación [14], de manera de hallar el verdadero punto en el que la deformación se vuelve permanente (verdadera definición de fluencia). En la Figura 6 se muestra un ejemplo de estas determinaciones.

Los valores de las tensiones de fluencia se expresaron en términos de los criterios mencionados, se estimaron los parámetros de ambos modelos ( $\tau_{\text{oct}}^0$  y  $\mu_{\text{VM}}$ ;  $\tau_{\text{T}}^0$  y  $\mu_{\text{T}}$ ) por mínimos cuadrados, y se reconstruyeron las envolventes que representan los límites de fluencia para estados de sollicitación biaxiales. El criterio de Von Mises modificado (Figura 8) describió mejor el comportamiento de estos materiales. La superficie de fluencia disminuye con el incremento del contenido de POEs en las mezclas. Esto se debe a que la fase elastomérica actúa como concentrador de tensiones originando una caída lineal de la tensión de fluencia con la fracción volumétrica de POEs y además, el despegue de las partículas elastoméricas promueve una disminución adicional. El efecto de la presión hidrostática sobre la tensión de fluencia, caracterizada por  $\mu_{\text{VM}}$ , disminuye con el contenido de POEs en la mezclas.

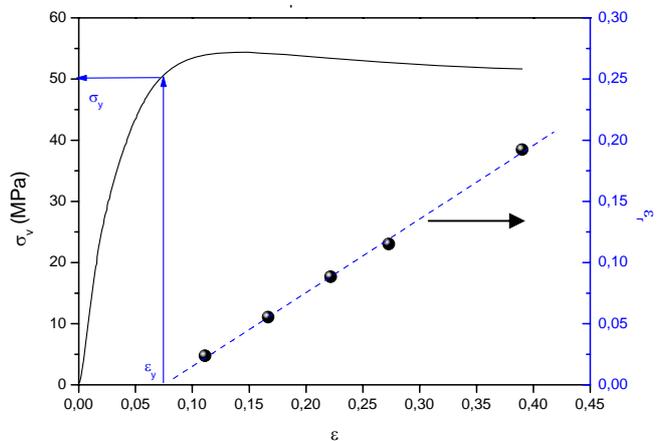


Figura 6. Aplicación del método de recuperación para PP ensayado en compresión uniaxial

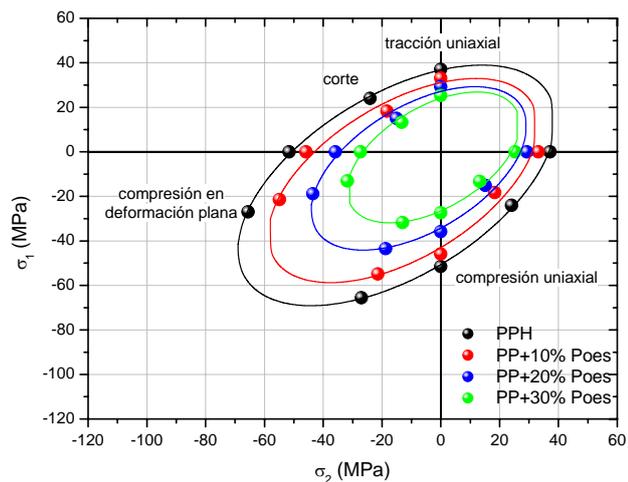


Figura 7. Envoltura del criterio de Von Mises modificado

## 5 Estudio del comportamiento a fractura

La tenacidad a la fractura es una de las propiedades más importantes que se quieren optimizar cuando se diseñan materiales para altas aplicaciones. En este trabajo, la tenacidad a la fractura se determinó en base a parámetros definidos en el marco de la teoría de mecánica de fractura. A diferencia de los ensayos convencionales de fractura (Charpy, Izod, dardo, etc.), los parámetros de fractura basados en esta teoría logran separar la propiedad intrínseca del material de los efectos debidos a la geometría del ensayo.

El comportamiento a fractura se evaluó en tres condiciones diferentes: (1) a temperatura ambiente y baja velocidad de deformación (1 mm/min), (2) a baja temperatura (-30°C) y baja velocidad de deformación (1mm/min) y (3) a temperatura ambiente en condiciones de impacto (1m/s). Los ensayos cuasiestáticos se llevaron a cabo en una máquina de ensayos INSTRON modelo 4467 equipada con cámara termostática mientras que los de impacto se hicieron en un "Falling weight" Fractovis Ceast. Se utilizaron probetas SE(B) con entalla aguda.

Los materiales exhibieron diferentes patrones de comportamiento dependiendo de las condiciones de sollicitación y de la presencia de la poliolefina elastomérica. En la Figura 8 se muestran algunas de las superficies de fractura encontradas. De acuerdo al modo de falla, se eligieron distintas metodologías para determinar los parámetros de fractura que caracterizan a cada material ( $G_{IC}$ ,  $K_{IC}$ ,  $J_c$ ,  $J_{m\acute{a}x}$ ) [15]. Bajo condiciones de impacto, el PP exhibió un comportamiento completamente frágil, mientras que las mezclas presentaron un comportamiento semifrágil con características del régimen de transición dúctil-frágil: no linealidad en los registros carga-desplazamiento, importantes zonas deformadas plásticamente y de volumen variable, altas dispersiones en los valores de energía de fractura, y propagación de fisura inestable. En este régimen, se aplicó un análisis estadístico del tipo Weibull, que permitió establecer valores umbrales de tenacidad ( $J_{min}$ ) y valores de tenacidad más frecuente ( $J_{mean}$ ) [16]. A baja temperatura y en condiciones estáticas de carga, el PP exhibió un comportamiento frágil, mientras que las mezclas presentaron un comportamiento semifrágil similar al de los ensayos de impacto, pero la cantidad de deformación plástica desarrollada fue considerablemente mayor. A temperatura ambiente y en condiciones estáticas de carga, el PP presentó un comportamiento semifrágil dentro del régimen de transición, mientras que las mezclas exhibieron un comportamiento semidúctil con propagación inicial estable

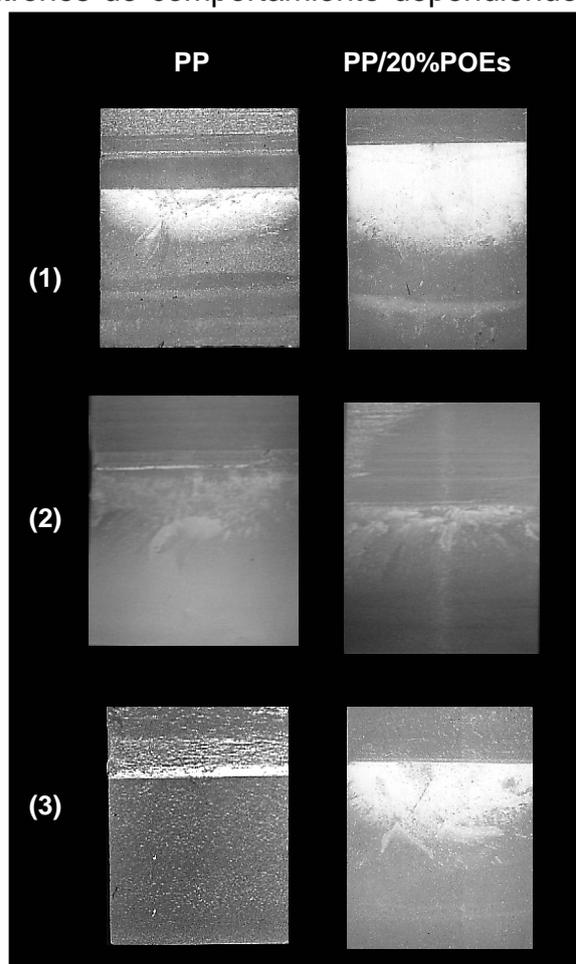


Figura 8. Aspecto de las superficies de fractura

de fisura y características correspondientes al régimen de alta transición. En este último caso, la evaluación de la tenacidad a la fractura se hizo en base al parámetro  $J_{máx}$ .

En la Figura 9 se muestran los parámetros de fractura encontrados para las distintas condiciones de sollicitación. Como era de esperarse, el parámetro de fractura para el PP disminuye al incrementarse la velocidad de deformación o disminuir la temperatura. La adición de un 10 a un 20% de POEs incrementa a más del doble la tenacidad a la fractura de la matriz de PP, por lo que la modificación de PP con POEs resultó ser efectiva. En resumen, bajo condiciones estáticas de carga, la incorporación de la fase elastomérica promovió la estabilidad en el crecimiento inicial de la fisura, mientras que bajo condiciones de impacto o baja temperatura se observó un aumento marcado en la tenacidad respecto de la medida para el PP sin modificar.

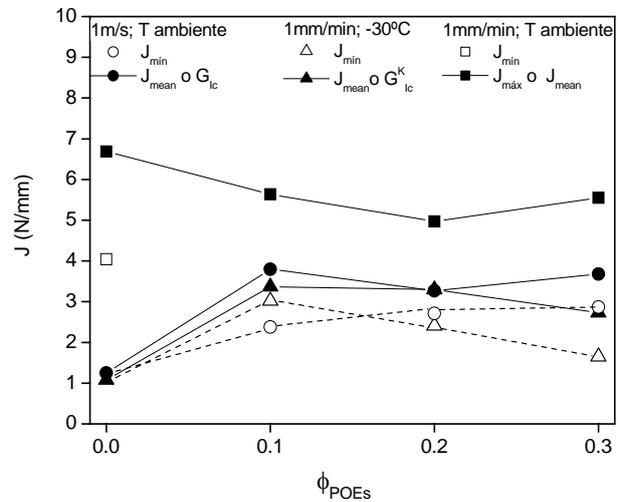


Figura 9. Resumen de los parámetros de fractura

## 6. Estudio de los micromecanismos de falla

Se estudiaron los micromecanismos de deformación desarrollados bajo estados triaxiales de tensión a temperatura ambiente en mezclas de PP y POEs, que son los responsables del comportamiento estable observado a bajas velocidades de deformación y del incremento de tenacidad sufrido en condiciones de impacto. Se utilizó la técnica de flexión en cuatro puntos con doble entalla [17] para la generación de las llamadas zonas frescas de deformación, que luego de ser acondicionadas mediante una técnica petrográfica se observaron por TOM. Algunas de estas micrografías se muestran en la Figura 10. Además, se analizaron las superficies de fractura por SEM a fin de estudiar la morfología de las zonas deformadas, como se ve en la Figura 11.

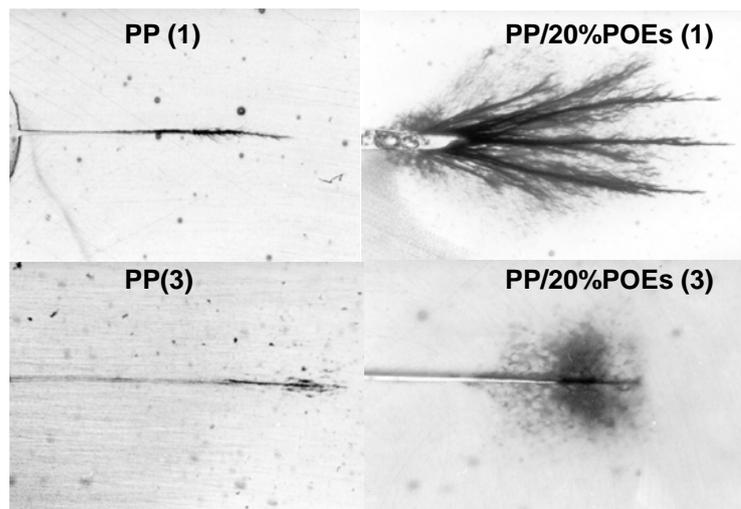


Figura 10. TOM de las zonas frescas de deformación

Es un hecho bien conocido que el mecanismo de deformación del PP bajo estados de tensión triaxiales es el crazing [18]. La incorporación de la poliolefina elastomérica alteró completamente el patrón de deformación (Figura 10) bajo las dos velocidades de sollicitación estudiadas. La forma y tamaño de la zona plástica dependió principalmente de la velocidad de deformación

impuesta y en menor medida del contenido de POEs. Bajo condiciones estáticas de carga, la relajación de tensiones ocasionada por la cavitación de las partículas elastoméricas es suficiente para promover la deformación por corte en las vecindades del vértice, provocando el arromamiento de la punta de la fisura (Figura 12). La deformación por corte está acompañada por otro mecanismo de origen dilatacional, como es el crecimiento y coalescencia de los microhuecos, que logra extenderse hacia un gran volumen de material. Este mecanismo se estabiliza, ocasionando la propagación estable de la fisura. Por ende, el comportamiento estable a fractura de las mezclas en condiciones estáticas es resultado del desgarramiento dúctil de los ligamentos de PP entre partículas (Figura 9-a).

Bajo condiciones de impacto, el nivel de tensiones crítico para el despegue de las partículas elastoméricas parece alcanzarse antes que se alcance el nivel crítico de deformación requerido para la cavitación. La generación de superficies libres por el despegue de las partículas (Figura 9-b), ofrece sitios de iniciación de “crazes” aumentando la capacidad de deformación plástica que posee inherentemente la matriz, lo que explica el incremento de tenacidad observado en las mezclas respecto del PP. Los mecanismos desarrollados a altas velocidades de deformación no logran estabilizarse y finalmente conducen a la fractura catastrófica del material. Más detalles de la interpretación de los mecanismos se pueden encontrar publicados [19].

## 7. Conclusiones

En este trabajo se evaluó el comportamiento mecánico (deformación, fractura y fluencia) de nuevas mezclas de potencial interés comercial, basadas en polipropileno (PP) y una poliolefina elastomérica metalocénica (POEs). Tal como se esperaba, las mezclas de polipropileno y la poliolefina elastomérica resultaron termodinámicamente inmiscibles pero mecánicamente compatibles.

La morfología de las mezclas resultó un patrón continuo de partículas elastoméricas dispersas en la matriz de PPH. El diámetro promedio, la distribución de tamaños y los problemas de coalescencia de partículas aumentaron con la proporción de POEs en la mezcla. Ventajosamente, la cristalinidad de la matriz de PP no se vio afectada por la presencia de la fase elastomérica dispersa.

El módulo elástico disminuyó gradualmente con el contenido de POEs siguiendo el límite máximo para mezclas bifásicas. Las superficies de fluencia (límites de confiabilidad estados de sollicitación biaxiales) pudieron ser modeladas de acuerdo al criterio de Von

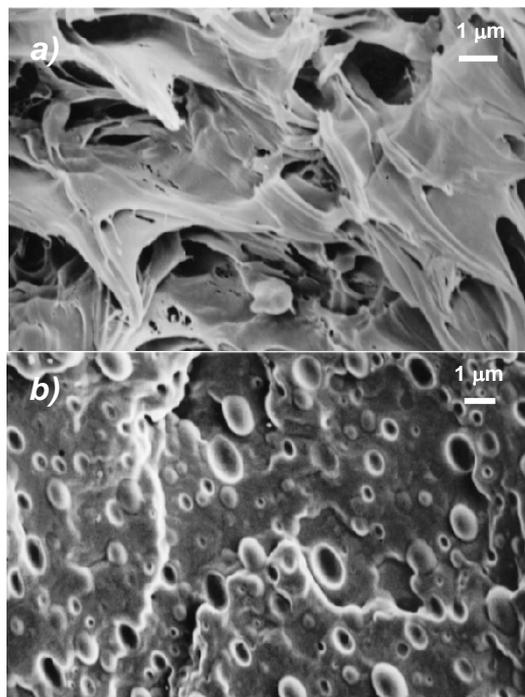


Figura 11. SEM de las superficies de fractura para PP+20%POEs

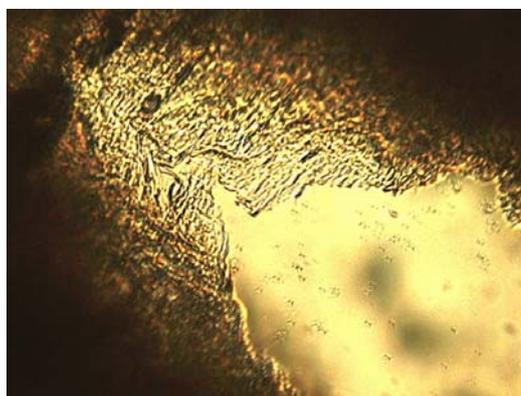


Figura 12. TOM del vértice de fisura para PP+20%POEs en condiciones estáticas

Mises modificado. Se encontró una disminución de las superficies, así como un decaimiento en la sensibilidad a la presión hidrostática a medida que aumentó la proporción de POEs en las mezclas. En estos estados, la incorporación de POEs promovió la deformación por corte prematura en la matriz.

En los ensayos de fractura, los materiales exhibieron diferentes patrones de comportamiento dependiendo de las condiciones de sollicitación y del contenido de POEs. En las condiciones más severas, se encontraron patrones típicos de régimen completamente frágil para el PP y semifrágil para las mezclas. Este último régimen presentó una característica bastante inusual que es una gran dispersión de valores de energía de fractura, análoga a lo reportado en bibliografía para aceros en régimen de transición dúctil-frágil. Se evaluaron los parámetros de fractura aplicando metodologías basadas en la mecánica de fractura. Pero, a diferencia de los tratamientos convencionales, la tenacidad a la fractura se caracterizó aplicando un modelo estadístico tipo Weibull con el fin de obtener valores umbrales de tenacidad, útiles como parámetros de diseño. Bajo condiciones poco severas, se detectaron un régimen semifrágil para el PP y semidúctil para las mezclas.

La poliolefina elastomérica promovió un incremento notable en la tenacidad a la fractura del PP sollicitado bajo condiciones severas (-30°C y 1m/s). Bajo estados menos severos aumentó la tendencia al crecimiento estable de fisuras. Estos cambios se interpretaron en función de los mecanismos de deformación desarrollados. Bajo condiciones de impacto, las partículas elastoméricas se despegaron de la matriz ofreciendo sitios múltiples de iniciación de "crazes", es decir, se incrementó la capacidad inherente de la matriz a deformar por crazing. Este mecanismo no logró estabilizar la etapa de propagación de la fisura, pero sí incrementar notoriamente su iniciación. Bajo condiciones estáticas de carga a temperatura ambiente, la cavitación de las partículas elastoméricas promovió la deformación por corte de la matriz entre los ligamentos resultando en un mecanismo que logró extenderse a un gran volumen de material y estabilizar las primeras etapas de la propagación.

De acuerdo a este estudio, las mezclas se mostraron capaces de alcanzar el nivel de incremento de tenacidad y performance mecánica global comparable a las de otros polímeros de PP modificados con elastómeros y copolímeros de alto impacto. Sin embargo, se cree que la performance de estos materiales puede incrementarse al lograr una dispersión más homogénea de las partículas elastoméricas en la matriz y evitar la coalescencia excesiva de partículas. Según los resultados, mezclas conteniendo entre el 10 y el 20% de POEs se presentan como la alternativa más favorable de la modificación.

## 8. Referencias

1. Bucknall, C.; In: Polymer Blends, Vol 2: Performance; Ch. Deformation Mechanisms in Rubber Toughened Polymers; Paul D. and Bucknall C. Editors, John Wiley & Sons, USA, (2000).
2. Thayer, A. M.; Metallocene Catalyst Initiate New Era in Polymer Synthesis, Chemical & Engineering News, *American Chemical Society*, Sept. 11 (1995).
3. Da Silva A. L., Tavares, M. I., Politano, D.P., Coutinho, F. M. and Rocha, M. C.; Polymer Blends Based on Polyolefin Elastomers and Polypropylene, *J. Appl. Polym. Sci.*, **66**, (1997).
4. Carriere, C. J. , Silvis, H. C.; The effects of Short chain branching and comonomer type on the Interfacial Tension of Polypropylene –Polyolefin Elastomer Blends, *J. Appl. Polym. Sci.*, **66**, (1997).
5. Liu, Z. H., Zhang, X. D., Zhu, X. G., Qi, Z. N., Wang, F.S.; Effect of morphology on the brittle ductile transition of polymer blends: 1. A new equation for correlating morphological parameters, *Polym.*, **38**, 21, (1997).



6. Lotti, C., Correa C., Canevarolo, S., Mechanical and Morphological Characterization of Polypropylene Toughened with Olefinic Elastomer, *Materials Research*, **3**, 2, (2000).
7. Da Silva A. L., Rocha, M. C., Lopes, L., Chagas, B. and Coutinho, F. M.; The effect of Addition of Different Elastomers upon the Crystalline Nature of Polypropylene, *J. Appl. Polym. Sci.*, **81**, (2001).
8. Yokoyama, Y., Ricco, T., Crystallization and Morphology of Reactor-made Blends of Isotactic Polypropylene and Ethylene-Propylene Rubber, *J. Appl. Polym. Sci.*, **66**, (1997).
9. Dowling, N.; In: Mechanical Behaviour of Materials, *Prentice Hall*, New Jersey, Ch. 2, (1993).
10. Gensler, R. Plummer, C., Grein, C. and Kaush, H.; Influence of the loading rate on the fracture resistance of isotactic polypropylene and impact modified isotactic polypropylene, *Polymer*, **41**, (2000).
11. Fasce, L., Pettarín, V., Bernal, C. and Frontini, P.; Mechanical Evaluation of Propylene Polymers under Static and Dynamic Loading Conditions, *J. Appl. Polym. Sci.*, **74**, (1999).
12. Kim, G., and Michler, G.; Micromechanical Deformation processes in toughened and particle filled semicrystalline polymers. Part 2: Model representation for micromechanical deformation processes, *Polymer*, **39**, 23, (1998).
13. Bucknall, C.; In: Toughened Plastics, *Applied Science*, London, (1977).
14. Quinson, J. ; Pérez, M.; Rink, M.; Pavan, A.; Yield criteria for amorphous glassy polymers, *J. of Mater. Sci.*, **31**, (1996).
15. Anderson, T; In: Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, Ch. 6: Fracture Mechanics in Non Metals, CRC Press, Second Edition, (1995).
16. Fasce, L. and Frontini, P; Assessment of Impact Fracture Toughness of PP-Elastomeric Polyolefin Blends; *J. of Macromolecular Science - Part B-Physics*; **B41**, 4-6, 1231-1248 (2002).
17. Sue, H.-J.; Study of Rubber-modified Brittle epoxy systems. Part II: Toughening Mechanisms under Mode I-Fracture, *Polym. Eng. & Sci.*, **31**, 4 (1991).
18. Seidler, S.; Koch, T.; Kotter, I.; Grellmann W., Crack Tip Deformation and Toughness in Polypropylenes, International Conference of Fracture, ICF 2001, 100676OR, (2001).
19. Fasce, L.; Frontini, P; Wong, S.C. and Mai, Y-W; Polypropylene Modified with Elastomeric Metallocene Catalyzed Polyolefin Blends: Fracture Behaviour and Development of Damage Mechanisms; *J. of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*; **42**, 6; 1075-1089 (2004).