

REVISTA TECNICA

DE LA FACULTAD DE INGENIERIA
UNIVERSIDAD DEL ZULIA

MARACAIBO - VENEZUELA



Una Revista Internacional Arbitrada
que está indizada en las publicaciones
de referencia y comentarios:

- Science Citation Index (SCIExpanded)
- Compendex
- Chemical Abstracts
- Metal Abstracts
- World Aluminium Abstracts
- Mathematical Reviews
- Petroleum Abstracts
- Current Mathematical Publications
- MathSci (online database)
- Revenct
- Materials Information
- Periódica
- Actualidad Iberoamericana

Reuse of UHMWPE chips to obtain blends with high density polyethylenes

Jeanette González^{1}, Carmen Rosales¹, Natalia León¹, Marco González¹, Héctor Rojas² y María Gabriela Silva³.*

*1: Dpto. de Mecánica, GPUSB II, 2: Laboratorio "E"-Sección Polímeros. 3: Coordinación de Ingeniería de Materiales. Universidad Simón Bolívar. Apdo. 89000, Valle de Sartenejas, Caracas, Venezuela
Teléfono: 0212-9064060, Fax: 0212-9064062 * e-mail: jjgonza@usb.ve*

Abstract

The accumulation of shavings of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE), a product used for manufacturing machine elements, creates serious problems in production plants. In order to promote a possible reuse of this waste and thus reduce the environmental impact they generate, blends with UHMWPE and two different grades of high density polyethylene (HDPE) were prepared in a twin-screw extruder and followed by compression molding. Rheological and mechanical (tensile and abrasion) properties for the blends prepared were evaluated, and its morphology using scanning electron microscopy was observed. Results showed that all HDPE blends exhibited an increase in abrasion resistance, little variations in tensile properties and an increase in complex viscosity and storage and loss modulus when the UHMWPE proportion increases. It should also be noted that the new material (HDPE, injection molding grade/UHMWPE, 80/20) may replace the HDPE, blow molding grade in similar applications because both materials have similar tensile properties and rheological behavior.

Key words: High density polyethylene; ultra-high molecular weight polyethylene; polymer blends; oscillatory flow; waste materials.

Reutilización de virutas de PEUAPM para la obtención de mezclas con polietilenos de alta densidad

Resumen

La acumulación de virutas de polietileno de ultra alto peso molecular (PEUAPM), producto del mecanizado de elementos de máquina, genera diversos problemas en las plantas de producción. Con el objeto de plantear una posible reutilización de estos residuos y reducir su impacto sobre el ambiente, se prepararon mezclas con base en diferentes proporciones de este material y dos polietilenos de alta densidad (PEAD): grado extrusión y grado inyección. Se evaluaron las propiedades reológicas y mecánicas (tracción y abrasión) de las mezclas preparadas y se observó su morfología mediante microscopía electrónica de barrido. Todas las mezclas fueron procesadas en una extrusora de doble tornillo y se moldearon placas por compresión. Cuando se compararon los diferentes productos con los PEAD puros, todos exhibieron un aumento en la resistencia a la abrasión, se obtuvieron pocas variaciones en las propiedades en tracción y se encontró un aumento de las viscosidades complejas y de los módulos de almacenamiento y de pérdidas con el contenido de PEUAPM. Además, es de resaltar que se logró preparar un nuevo material (PEAD grado inyección/PEUAPM, 80/20) con propiedades de tracción y comportamiento reológico semejantes al PEAD grado extrusión, que podría sustituir a este último en aplicaciones similares.

Palabras Clave: Polietileno de alta densidad; polietileno de ultra alto peso molecular; mezclas de polímeros; reometría dinámica; materiales de desecho.

1. Introducción

En los campos de la alimentación y la medicina se está en la constante búsqueda de nuevos materiales que cumplan una serie de requisitos entre los que destacan la autolubricación y la resistencia al desgaste por abrasión. Entre los polímeros que cumplen con estas características se encuentran los considerados como materiales de ingeniería: el politetrafluoretileno (PTFE), las poliamidas (PA), el polióxido de metileno (POM), la polietereetercetona (PEEK) y el polietileno de ultra alto peso molecular (PEUAPM). En el campo de la medicina, las principales aplicaciones de estos materiales están en la elaboración de prótesis mientras que en la industria alimenticia se emplean en la fabricación de engranajes, cojinetes y otros elementos de máquina. Todos estos polímeros exhiben un buen comportamiento tribológico porque su estructura altamente lineal permite que las moléculas superficiales se deformen y se orienten en la dirección de deslizamiento [1, 2]. Si bien para estas aplicaciones las propiedades de estos polímeros evitan la necesidad de usar aceites o grasas lubricantes con la consecuente disminución de problemas de contaminación [1], su utilización puede generar otro problema ambiental por la gran cantidad de virutas que suele acumularse al mecanizar láminas para fabricar los elementos antes señalados. En el caso específico del PEUAPM, su muy alto peso molecular ocasiona dificultad para su procesamiento por los métodos convencionales para la transformación de termoplásticos [3]. Muchas de las investigaciones realizadas en compuestos de PEUAPM con otros polietilenos convencionales emplean diversas técnicas de procesamiento: mezclado en estado fundido (principalmente en mezcladores tipo *batch*) y mezclado en solución. Sin embargo, la mayoría de ellas parten del PEUAPM en polvo, no procesado previamente [3-9] y es en este sentido que en este trabajo se presenta una forma de obtener un nuevo producto, procesable por métodos convencionales de transformación de termoplásticos (extrusión y moldeo por compresión), empleando las virutas de PEUAPM (material de desecho de las plantas procesadoras), contribuyendo así al reciclaje de este material.

Para procesar las virutas de PEUAPM se prepararon mezclas de PEAD/PEUAPM con contenidos de 10, 20 y 30% de virutas de PEUAPM, partiendo del mezclado en fundido de los componentes en un equipo convencional de procesamiento de polímeros (extrusora). Las mezclas se caracterizaron mediante reometría dinámica, espectrofotometría infrarroja por transformadas de Fourier (FTIR) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Adicionalmente, se analizó su comportamiento mecánico (propiedades de tracción y abrasión).

2. Parte Experimental

2.1.- Materiales.

Se utilizaron tres polietilenos: un polietileno de alta densidad grado inyección (PEAD1), un polietileno de alta densidad grado soplado (PEAD2) y un polietileno de ultra alto peso molecular (PEUAPM). Este último proviene de la viruta que se genera al mecanizar piezas de maquinarias en una empresa nacional, convirtiéndose en un problema ya que se acumulan grandes cantidades de material de desecho. El índice de flujo de este material no se reportó debido a su muy alto peso molecular que le impide fluir a las temperaturas de procesado. En la tabla 1 se reportan las especificaciones técnicas de los polietilenos empleados.

Tabla 1

Especificaciones técnicas de los polímeros usados en el estudio*

Material	Grado	IF (dg/ min)	ρ (g/cm ³)	E (GPa)	σ_r (MPa)
PEAD1	Inyección	10,5	0,960	1,0	23
PEAD2	Soplado	0,4	0,958	1,1	26
PEUAPM	-	-	0,940	0,8	40

*Hojas Técnicas de Venelene y de Quadrant EPP USA, Inc.

2.2.- Preparación de las mezclas

En una primera etapa se realizaron dos mezclas físicas con las virutas de PEUAPM y cada PEAD a una concentración de 50/50 ppc y temperatura ambiente. Posteriormente, estas mezclas se extruyeron en una extrusora de doble tornillo corrotante marca Werner & Pfleiderer modelo ZSK30 con el perfil de temperaturas y velocidad de giro que se reportan en la tabla 2. Los productos de estos procesados fueron granulados en un equipo marca Berlyn para su posterior mezcla física con una cantidad adicional de cada uno de los PEAD que permitiera obtener las siguientes proporciones de mezcla PEAD/PEUAPM: 90/10, 80/20 y 70/30. Cada una de estas mezclas se extruyeron en la extrusora Werner & Pfleiderer modelo ZSK30 a las condiciones reportadas en la tabla 2.

Tabla 2
Perfil de temperaturas y velocidad de giro de los tornillos

Material	Temperaturas (°C)					Velocidad (rpm)
	Zona 1	Zona 2	Zona 3	Zona 4	Zona 5	
PEAD1/PEUAPM	130	150	180	180	100	60
PEAD2/PEUAPM	150	200	210	210	210	100

2.3.- Caracterización de las mezclas

Las viscosidades complejas y módulos de almacenamiento y de pérdidas de los polietilenos y de sus compuestos en fundido se determinaron en un reómetro dinámico marca Advanced Rheometer AR2000, en geometría de placas paralelas, en función de la frecuencia de oscilación a 200°C. Se efectuó un barrido de deformación a una temperatura de 200°C y a frecuencias constantes para determinar el rango de viscoelasticidad lineal en cada material. La microscopía electrónica de barrido (MEB) se realizó en un microscopio electrónico de barrido marca JEOL modelo JSM-6390.

Las pruebas de tracción uniaxial a los polietilenos y a los diferentes compuestos moldeados por compresión a 200°C se hicieron en una máquina de ensayos universales marca Lloyd Instruments, modelo EZ20, según lo establecido en la norma ASTM D 638. Se evaluaron un total de siete probetas por material con una velocidad de mordazas de 50 mm/min a 25°C.

Las pruebas de abrasión, que consistieron en el desgaste de las muestras con un cilindro rotatorio

provisto de material abrasivo, se realizaron en un equipo de abrasión marca Gibitre Instruments, modelo Abrasión Check, a temperatura ambiente y con un mínimo de 4 probetas por material según lo indicado en la norma ASTM D 5963.

También se llevaron a cabo ensayos de espectroscopia infrarroja de los materiales en un equipo marca Thermo Scientific, modelo Nicolet iS10, en un rango de número de onda de 3500-500 cm^{-1} y a una resolución de 4 cm^{-1} .

3. Resultados

Debido al ciclo de procesado utilizado en la preparación de las mezclas (dos veces por la extrusora y moldeo por compresión) se realizaron ensayos de espectroscopia FTIR para verificar la ausencia de grupos funcionales asociados con la degradación en los compuestos, si bien la escisión de cadenas no es detectable por esta técnica. En la figura 1 se presentan los espectros FTIR de ambos polietilenos de alta densidad y sus respectivas mezclas en un rango de número de onda desde 3500 hasta 500 cm^{-1} .

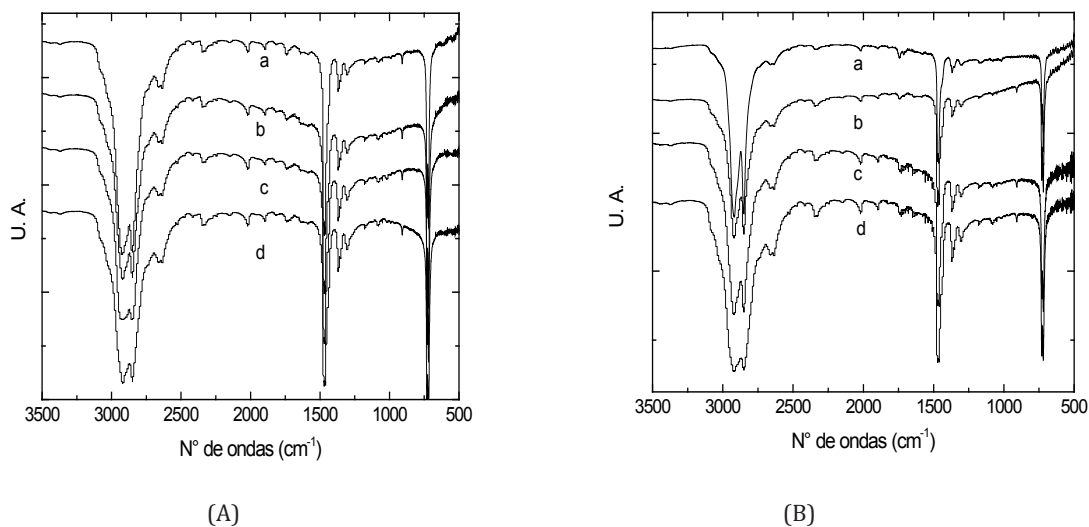


Figura 1. Espectros FTIR de ambos polietilenos y sus mezclas. (A): PEAD1 (a) y (B): PEAD2 (a). Para (A) y (B): 90/10 (b), 80/20 (c) y 70/30 (d). U. A: unidades arbitrarias

Para estudiar la procesabilidad de las mezclas se realizaron ensayos de reometría dinámica a 200°C. En la figura 2 se muestran las viscosidades dinámicas (η^*) de los

polietilenos y de sus mezclas en función de la frecuencia de oscilación (ω) y en la figura 3, los módulos de almacenamiento (G') en función de los módulos de pérdida (G'').

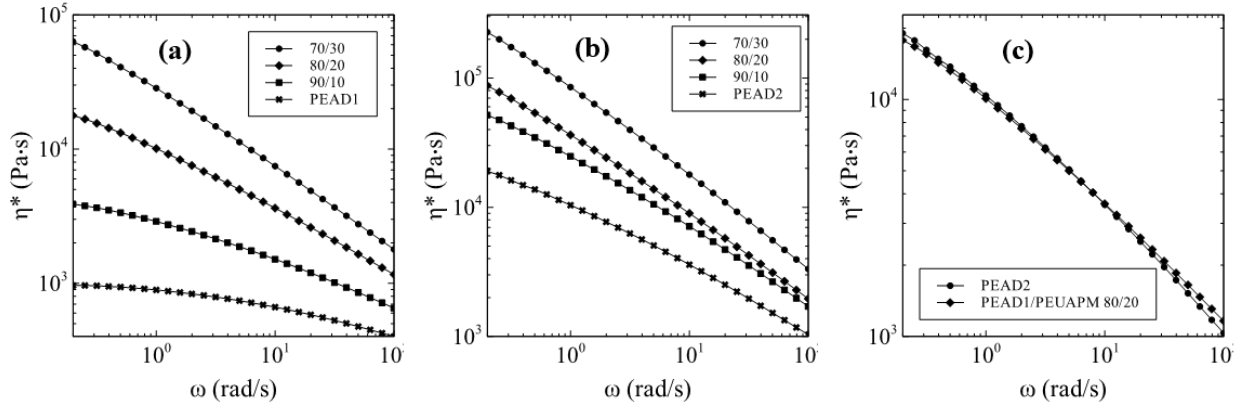


Figura 2. Viscosidad compleja (η^*) en función de la frecuencia (ω). (a): PEAD1 y sus mezclas, (b): PEAD2 y sus mezclas y (c): Comparación entre el PEAD2 y la mezcla PEAD1/PEUAPM 80/20.

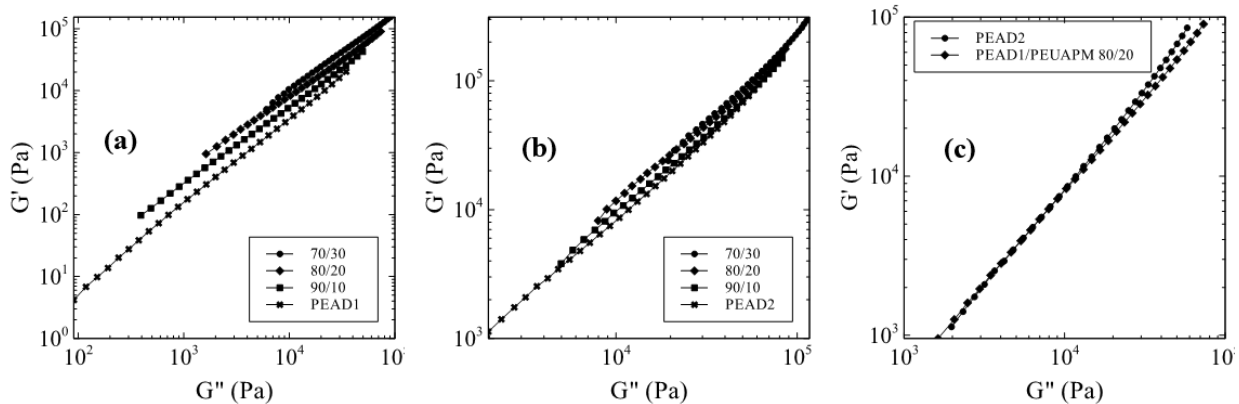


Figura 3. Módulo de almacenamiento (G') en función del módulo de pérdidas (G''). (a): PEAD1 y sus mezclas, (b): PEAD2 y sus mezclas y (c): Comparación entre el PEAD2 y la mezcla PEAD1/PEUAPM 80/20.

4. Discusión

4.1.- Espectroscopía FTIR

En las figuras 1A y 1B se muestran los espectros FTIR del PEAD1, del PEAD2 y de sus respectivas mezclas. Los espectros FTIR de las mezclas son similares a aquellos de los polietilenos puros, por lo que la incorporación de las virutas de PEUAPM a los PEAD no induce degradación en los compuestos durante su procesado. En estas figuras se observan las bandas características de los polietilenos: 1) Una banda fuerte a 2925 cm^{-1} y una media a 2850 cm^{-1} ,

bandas correspondientes a vibraciones de estiramiento simétrico y asimétrico de carbono sp^3 del enlace C-H del grupo $-\text{CH}_2$, 2) Un pico de alta intensidad a una frecuencia entre 1485 y 1445 cm^{-1} que se debe a la deformación a flexión del C-H, específicamente del grupo $-\text{CH}_3$ y, a mayores frecuencias, la deformación es asimétrica. 3) Deformación fuera del plano del C-H en los grupos $-\text{CH}_2$ a 1340 cm^{-1} y se encuentra la banda de absorción a una frecuencia entre 720 y 725 cm^{-1} ; asignable a la deformación del C-H y del $-\text{CH}_2$ para cadenas $(\text{CH}_2)_n$ de longitud $n \geq 4$. En estas bandas no se observaron cambios significativos [10].

4.2.- Reometría dinámica

Al añadir una carga a un polímero se obtiene un aumento de la viscosidad y en la rigidez (G') del “compuesto” a medida que aumenta su proporción [11]. Esto puede atribuirse a la restricción de la movilidad que sufre el PEAD por el efecto de añadir una carga infusible (PEUAPM). En la figura 2 se observa que la viscosidad compleja (η^*) del PEAD2 es mayor que la del PEAD1 debido a su mayor peso molecular (menor IF). Además, las viscosidades tanto de los materiales puros como de las mezclas disminuyen a medida que aumenta la frecuencia angular, siendo éste un comportamiento típico de materiales pseudoplásticos. En las figuras 2A y 2B se aprecia que las muestras con el PEAD2 presentan valores más altos y menor variación en viscosidad con la proporción de PEUAPM y un comportamiento pseudoplástico más marcado que aquellas preparadas con el PEAD1 debido al mayor peso molecular del PEAD2. Similares resultados han sido obtenidos por otros investigadores [3, 8, 11,12].

Las figuras 3A y 3B muestran la dependencia del módulo elástico (G') con el módulo de pérdidas (G'') para los polímeros puros y sus mezclas. Este tipo de gráfico es independiente de la temperatura y del peso molecular promedio en peso para polímeros lineales monodispersos; sin embargo, es ligeramente dependiente de la distribución de pesos moleculares (en particular cuando se agregan fracciones de altos pesos moleculares) y del grado de ramificaciones largas [9]. En todos los materiales se observa una tendencia lineal ascendente

en la que a medida que aumenta el componente viscoso, aumenta el componente elástico. También existe un ligero desplazamiento de los valores del módulo de almacenamiento (G') a valores superiores con la proporción de PEUAPM (mayor rigidez). Sin embargo, a altos valores de G' , las curvas tienden a solaparse, lo cual sugiere que los efectos de distribución de pesos moleculares pierden relevancia a altos valores de módulos de pérdidas (G''). En el caso del PEAD grado inyección, se aprecian ligeros cambios de pendiente en las curvas; esto se debe a la mezcla de cadenas más largas (PEUAPM) con la matriz de menor peso molecular (PEAD1), por lo que se estaría incrementando el índice de polidispersidad, siendo éste mayor en las mezclas con el PEAD1 por la gran diferencia de pesos moleculares entre la matriz y el PEUAPM. Otros investigadores han reportado resultados análogos [3,12].

Al comparar las curvas obtenidas de (η^* vs ω) y (G' vs G'') para el PEAD2 y la de la mezcla PEAD1/PEUAPM 80/20 se observa que las curvas se solapan (figuras 2C y 3C), lo cual apunta a que la mezcla con un alto contenido de material reciclado podría tener aplicaciones semejantes a aquellas del PEAD2, desde un punto de vista reológico.

Por otra parte, se determinaron los coeficientes de la Ley de Cross [9] para todos los materiales a partir de los datos de viscosidad compleja. La viscosidad newtoniana (η_0), el tiempo de relajación (τ) y el exponente de la ley de la potencia (n) se reportan en la tabla 3.

Tabla 3
Coeficientes de la Ley de Cross

Material	$\eta_{0,x} \cdot 10^{-3}$ (Pa.s)	$\tau_x \cdot 10^2$ (s)	n
PEAD1	1,02	2,7	0,49
PEAD1/PEUAPM, 90/10	5,34	70	0,53
PEAD1/PEUAPM, 80/20	29,31	278	0,40
PEAD1/PEUAPM, 70/30	157,23	929	0,33
PEAD2	43,27	766	0,45
PEAD2/PEUAPM, 90/10	117,61	9,51	0,36
PEAD2/PEUAPM, 80/20	268,21	1493	0,32
PEAD2/PEUAPM, 70/30	750,19	1569	0,26

Tanto la viscosidad newtoniana como el tiempo de relajación del PEAD2 son mayores que los del PEAD1 y el exponente de la ley de la potencia es menor por el mayor peso molecular del PEAD2 [10]. En cuanto a las

mezclas, tanto la viscosidad newtoniana como el tiempo de relajación aumentan y el exponente de la ley de la potencia disminuye con la proporción del PEUAPM, el material es más pseudoplástico y posee mayor viscoelasticidad.

En la figura 4 se presentan las relaciones de viscosidad newtoniana de las mezclas y la viscosidad newtoniana del PEAD de partida (η_c/η_0) en función de la fracción en volumen (ϕ_v) del PEUAPM, y las relaciones entre el tiempo de relajación del compuesto y el tiempo de relajación del PEAD de partida (τ_c/τ_p) en función de la fracción en volumen (ϕ_v) del PEUAPM. En estos gráficos se observa el

aumento exponencial de estos parámetros con la fracción en volumen del PEUAPM debido a su muy alto peso molecular y por tener la misma composición química de los PEAD usados como matrices. En el caso del PEAD grado inyección se aprecia una mayor pendiente, lo cual se debe a la mezcla de cadenas más largas (PEUAPM) con la matriz de menor peso molecular (PEAD1), como se indicó con anterioridad.

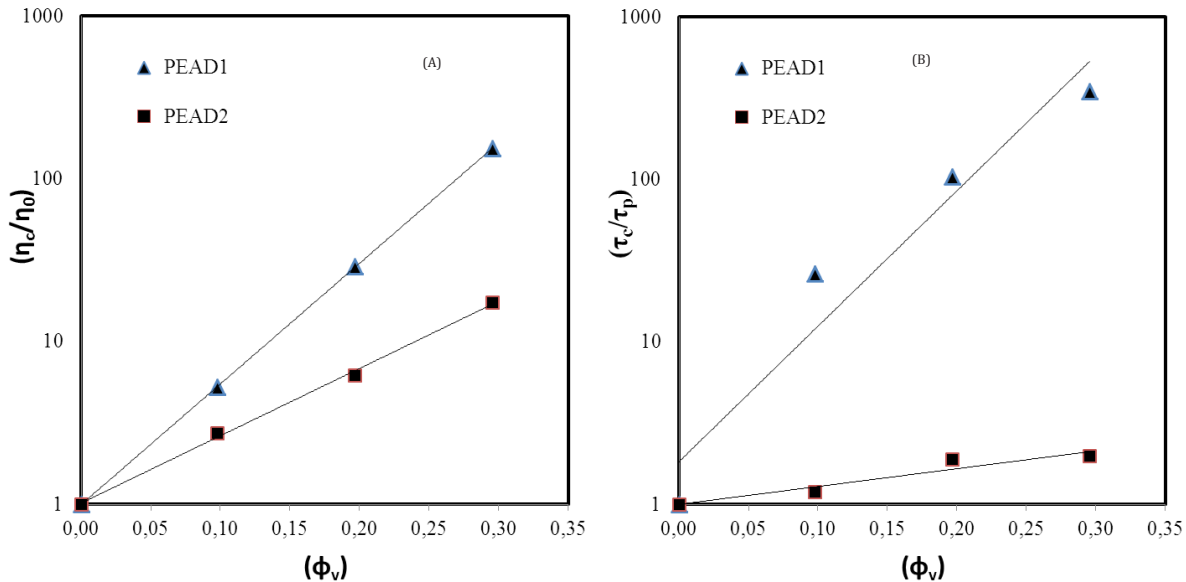


Figura 4. Variación de las relaciones de viscosidad (A) y tiempos de relajación (B) en función de la fracción en volumen para las mezclas elaboradas con ambos PEAD.

4.3.- Microscopía electrónica de barrido (MEB)

En la figura 5 se muestran las superficies de fractura de las mezclas de PEAD/PEUAPM con proporciones de 20 y 30% de PEUAPM para ambos PEAD empleados. En estas micrografías se puede observar claramente la presencia de dos fases, distinguiéndose por la discontinuidad tanto en el color como en el tipo de fractura; además es evidente que este sistema heterogéneo presenta una interfase con muy buena unión ya que no se presentan huecos debido a

la fractura. En el estudio realizado por Hongwang et al. [8] se reporta que la buena interfase entre los componentes se logra debido a que en el estado fundido se produce movimiento molecular, por tanto, una pequeña cantidad de cadenas difunden desde cada material (PEUAPM-PEAD); además se trata de componentes con la misma composición química. Otra característica que se percibe en las micrografías (de todos los compuestos) es la forma irregular de las partículas. También en la figura 4D se nota la presencia de partículas de la fase minoritaria (PEUAPM) aglomeradas.

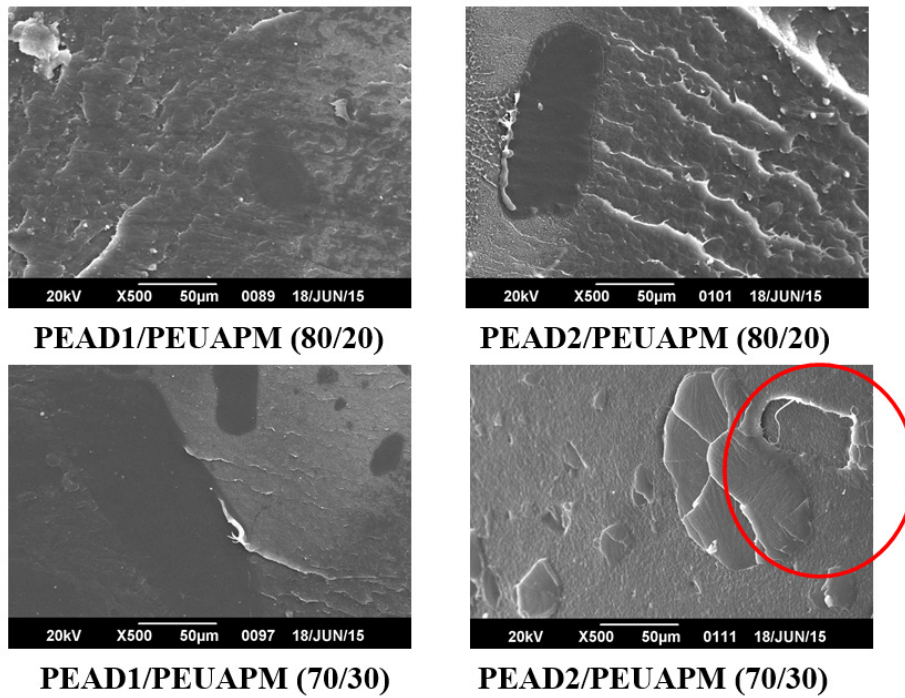


Figura 5. Microscopia Electrónica de barrido (MEB).

4.4.- Propiedades de tracción y de abrasión

En las tablas 4 y 5 se presentan el módulo de elasticidad (E), el esfuerzo (σ_r) y la elongación hasta la ruptura (ϵ_r), la pérdida en peso (resistencia a la abrasión) de los materiales elaborados y la variación en la pérdida de peso de las mezclas con respecto a

la pérdida de peso de la matriz del polietileno de alta densidad utilizado.

El módulo de elasticidad en polietilenos es una propiedad que depende del peso molecular del material y de su grado de cristalinidad, por ello el menor módulo elástico en el PEAD2 (menor IF y por ende mayor peso molecular, ver tabla 1).

Tabla 4
Propiedades de tracción y de abrasión para el PEAD1 y sus mezclas

PEAD1/PEUAPM	E (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)	Pérdida de peso (%)	Variación en pérdida de peso (%)
100/0	1269 ± 77	24 ± 3	671 ± 65	26,8 ± 0,9	0,0
90/10	1230 ± 28	21 ± 2	496 ± 45	20,5 ± 0,5	-23,5
80/20	1163 ± 47	24 ± 1	453 ± 13	17,1 ± 0,2	-36,2
70/30	1042 ± 40	26 ± 1	424 ± 17	15,3 ± 0,9	-42,9

Tabla 5.
Propiedades de tracción y de abrasión para el PEAD2 y sus mezclas

PEAD2/PEUAPM	E (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)	Pérdida de peso (%)	Variación en pérdida de peso (%)
100/0	1138 ± 80	26 ± 2	499 ± 8	14,9 ± 0,8	0,0
90/10	1039 ± 20	30 ± 1	497 ± 8	13,3 ± 0,9	-10,7
80/20	944 ± 21	28 ± 2	437 ± 22	10,4 ± 0,3	-30,2
70/30	890 ± 36	29 ± 1	428 ± 20	10,5 ± 0,4	-29,6

Como se puede observar en las tablas 4 y 5, tanto el módulo como la elongación hasta la ruptura disminuyen ligeramente al incorporar PEUAPM a los PEAD puros, siendo más acentuada dicha disminución en el caso de las mezclas preparadas con el PEAD1. Con la incorporación del PEUAPM se está añadiendo un material con menor módulo (ver tabla 1), lo que justifica los resultados obtenidos. Resultados similares fueron reportados por Lim y colaboradores [12].

Además, se están aumentando de alguna forma las fracciones de alto peso molecular en las mezclas y, si bien existen propiedades que mejoran con el incremento del peso molecular, tales como la resistencia al impacto, otras como el módulo disminuyen levemente, ya que la cristalinidad decrece ligeramente [13]. La disminución en la elongación hasta la ruptura es causada por la presencia de las partículas de PEUAPM (como carga infusible) que restringen la movilidad de las cadenas al ser sometidas al estiramiento, reduciendo así el intervalo en el que se produce la ruptura del material. Cabe destacar que, si bien es cierto que al añadir el PEUAPM al PEAD2 se disminuye ligeramente la elongación hasta la ruptura, también lo es el hecho de que este valor continúa siendo alto (aproximadamente 500%), similar al PEAD1.

De forma general, en todas las mezclas evaluadas para ambos PEAD, se aprecia una mejora en la resistencia a la abrasión, evidenciándose esto en una menor pérdida en peso respecto al material puro, hasta alcanzar un valor mínimo en las composiciones en las que el PEUAPM se encuentra en mayores proporciones (20 y 30%), donde los resultados obtenidos se encuentran dentro del rango de error experimental. Este comportamiento está acorde con lo obtenido en el estudio realizado por Lucas et al. [7] en el cual explican que existe un efecto sinérgico en las mezclas de PEAD/PEUAPM al comparar con la pérdida volumétrica del polímero matriz. Ellos indican que este comportamiento se debe a que existe

una buena interfase partícula-matriz que impide que se extraigan partículas enteras de PEUAPM, reflejándose esto en una excelente resistencia a la abrasión, tal como se obtuvo en el presente trabajo. Cabe destacar que, al comparar ambos PEAD, se observa claramente que el PEAD1 presenta una menor resistencia a la abrasión que el PEAD2 ya que exhibe un porcentaje de pérdida en peso superior al último, alrededor de 44%. Sin embargo, se logró una mayor reducción en la pérdida en peso al emplear en los compuestos el PEAD1, como se observa en la variación en la pérdida de peso con respecto al PEAD puro. Este comportamiento posiblemente esté asociado a que existe una pequeña difusión de cadenas de PEUAPM hacia la matriz, que se ve favorecida por la baja viscosidad y el menor peso que presenta el PEAD1 (mayor índice de flujo), lo que conlleva al aumento de la energía necesaria para deformar el material, reduciendo así la cantidad de material que es extraído en el ensayo de abrasión.

5. Conclusiones

Al incorporar hasta un 30% en peso de PEUAPM a dos grados de PEAD de diferente peso molecular se logró el procesamiento de virutas de PEUAPM mediante métodos convencionales de transformación de termoplásticos como lo son la extrusión y el moldeo por compresión, y se obtuvieron mezclas con una mejora en la resistencia a la abrasión respecto a los PEAD puros y con buena adhesión interfacial. En relación con las demás propiedades evaluadas, la incorporación del PEUAPM a los PEAD incrementa su viscosidad dinámica y los módulos dinámicos, así como ligeras disminuciones en el módulo de elasticidad y en la elongación hasta la ruptura. Sin embargo, hay que resaltar que se logró preparar un nuevo material (PEAD1/PEUAPM 80/20) con similares propiedades de tracción y comportamiento reológico que los del PEAD2, lo cual significa que tal mezcla, con un alto

contenido de material reciclado, podría tener aplicaciones semejantes a aquellas del PEAD2.

6. Agradecimientos

Los autores agradecen al Decanato de Investigación y Desarrollo, Grupo de Polímeros II (G-014) y al Laboratorio "E" de la Universidad Simón Bolívar. También agradecen a la Gerencia de Fabricación de Repuestos de Empresas Polar por el suministro de las virutas de PEUAPM.

7. Referencias

- [1] Churruca M.J., Pettarin V. y Frontini P.M.: "Propiedades mecánicas de compuestos de HMWPE modificado con bisulfuro de molibdeno". Asociación Argentina de Materiales, Vol. 5, No.1 (2008) 30-37.
- [2] Kalácska G.: "An engineering approach to dry friction behavior of numerous engineering plastics with respect to the mechanical properties", Express Polymer Letters, Vol. 7, No.2 (2013) 199-210.
- [3] Chen Y., Zou H., Liang M. y Liu P.: "Rheological, thermal, and morphological properties of low-density polyethylene/ultra-high-molecular-weight polyethylene and linear low-density polyethylene/ultra-high-molecular-weight polyethylene blends". J. Appl. Polym. Sci., Vol. 129, No.3 (2012) 945-953.
- [4] Kyu T. y Vadhar P.: "Cocrystallization and miscibility studies of blends of ultrahigh molecular weight polyethylene with conventional polyethylenes". J. Appl. Polym. Sci., Vol. 32, No. 1 (1986) 5575-5584.
- [5] Boscoletto A., Franco R., Scapin M. y Tavan M.: "An Investigation on rheological and impact behavior of high density and ultra high molecular polyethylene mixtures": Eur. Pol. J., Vol. 33, No.1 (1997) 97-105.
- [6] Diop M.F., Burghardt W.R. y Torkelson J.M.: "Well-mixed blends of HDPE and ultrahigh molecular weight polyethylene with major improvements in impact strength achieved via solid-state shear pulverization", Polymer, Vol. 55, No. 19 (2014) 4948-4958.
- [7] Lucas A., Ambrósio J., Otaguro H., Costa L. y Agnelli J.: "Abrasive wear of HDPE/UHMWPE blends", Wear, Vol. 270, No. 9-10 (2011) 576-583.
- [8] Vega J. F., Rastogi S., Peters G. W. M. y Meijer H.E.H.: "Rheology and reptation of linear polymers. Ultrahigh molecular weight chain dynamics in the melt". J. Rheol., Vol. 48 (2004) 663-678.
- [9] Han C.D.: "Rheology and processing of polymeric materials: Volume 1: Polymer Rheology". Oxford University Press, New York. 2007.
- [10] Jaggi H.S., Satapathy B.K. y Ray A.R.: "Viscoelastic properties correlations to morphological and mechanical response of HDPE/UHMWPE blends", J. Polym. Res., Vol. 21 (2014) 482-494.
- [11] Chen Y., Yi L., Zou H. y Liang M. : "Effect of Solid-State Shear Milling on Structure and Properties of HDPE/UHMWPE Blends", J. Appl. Polym. Sci., Vol. 131, No. 4 (2014) 1097-2015.
- [12] Lim K.L.K., Mohd Z.A., Ishiaku U.S., Fuad A.M.Y., Yusof A.H., Czigan T., Pukanszky B. y Ogunniyi D.S.: "High-Density Polyethylene/Ultrahigh-Molecular-Weight Polyethylene Blend. I. The processing, thermal, and mechanical properties", J. Appl. Polym. Sci., Vol. 97 (2005), 413-425.
- [13] Hongwang S., Lei H., Chunhua F., Banghu X., Wei Y. y Mingbo Y.: "Effective Dissolution of UHMWPE in HDPE Improved by High Temperature Melting and Subsequent Shear", Polym. Eng. and Sci., Vol. 55, No. 2 (2015) 270-276.

Recibido el 13 de Marzo de 2016
En forma revisada el 05 de Junio de 2017



UNIVERSIDAD
DEL ZULIA

REVISTA TECNICA

DE LA FACULTAD DE INGENIERIA
UNIVERSIDAD DEL ZULIA

Vol. 40. N°3, Diciembre 2017 _____

*Esta revista fue editada en formato digital y publicada en Diciembre de 2017, por el **Fondo Editorial Serbiluz**, Universidad del Zulia. Maracaibo-Venezuela*

www.luz.edu.ve
www.serbi.luz.edu.ve
produccioncientifica.luz.edu.ve