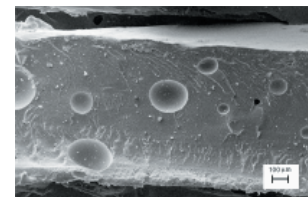


Propiedades de escalamiento de las superficies de fractura del nylon

Moisés Hinojosa Rivera, Virgilio González González,
Jonathan Sánchez Cárdenas, Ubaldo Ortiz Méndez
Doctorado en Ingeniería de Materiales, FIME-UANL.
hinojosa@gama.fime.uanl.mx

RESUMEN

En este trabajo reportamos el estudio de las propiedades de escalamiento de una poliamida 6 (Nylon). Se generaron superficies de fractura mediante flexión en tres puntos en muestras con diferente historia térmica y, por lo tanto, con diferente distribución de tamaños esferulíticos. El análisis topométrico se efectuó por microscopía de fuerza atómica y se empleó el método de ventanas de ancho variable para obtener los parámetros de autoafinidad. Los valores del exponente de rugosidad fluctuaron entre 0.84 y 0.87, los cuales son significativamente mayores que el llamado valor universal de 0.78-0.80, que se ha reportado para diversos materiales fracturados en similares condiciones cinéticas.



PALABRAS CLAVE

Autoafinidad, superficies de fractura, poliamida 6.

ABSTRACT

The scaling properties of the fracture surfaces of Polyamide 6 are explored in this work. Fracture surfaces were generated by three-point bending on samples with different thermal history and hence different spherulite size distribution. The topometric analysis was based on atomic force microscopy and the self-affine parameters were determined by the variable bandwidth method. Values of the roughness exponent are located in the range of 0.84-0.87, which is significantly higher than the so-called universal value of 0.78-0.80 which has been reported for a variety of materials broken in similar kinetic conditions.

KEYWORDS

Self-affinity, fracture surfaces, Polyamide 6.

INTRODUCCIÓN

Ingenieros y científicos de diferentes disciplinas han estudiado intensamente los fenómenos de la propagación de grietas y la fractura de los materiales, sin embargo estos procesos siguen planteando un reto de gran importancia científica, tecnológica y económica. El estudio de los procesos de fractura se basa tradicionalmente en la observación, generalmente mediante microscopía electrónica, de los detalles topográficos de las superficies de fractura y para la interpretación de tales observaciones, hasta tiempos recientes se aplicaba



Artículo originalmente publicado en idioma inglés en la revista *Polymer*, Vol. 45, pp. 4829-4836 (2004).

casi exclusivamente la mecánica lineal y elástica de la fractura. Estos estudios han proporcionado información útil y valiosa, sin embargo el carácter fractal y estadístico de las superficies de fractura solo se reconoció después del trabajo pionero de Mandelbrot.¹ Antes de la aplicación de la geometría de fractales, los complejos patrones generados por la propagación de grietas no podían cuantificarse, y fue Mandelbrot el primero en caracterizar superficies de fractura mediante la determinación de su dimensión fractal. A partir de dicho trabajo se han desarrollado métodos derivados de la geometría fractal para el estudio del carácter fractal o autoafín de superficies de fractura de diversos materiales.²⁻¹⁵

Los métodos fractométricos de vanguardia se basan en el análisis estadístico y autoafín de perfiles de alturas,¹⁶ extraídos de las superficies de fractura usando técnicas como la microscopía de fuerza atómica (MFA), microscopía electrónica de barrido (MEB) y perfilometría, entre otras. Las propiedades de escalamiento se estudian usando la dimensión fractal^{1,4} o el exponente de rugosidad.⁵⁻¹⁶ Actualmente está claramente establecido que las superficies de fractura son fractales anisotrópicos, o sea objetos autoafines, caracterizados por el respectivo exponente de rugosidad,³ mismo que cuantifica el escalamiento de la altura típica $h(r)$, de acuerdo a la ley de potencia expresada por la ecuación (1):

$$h(r) = \left\langle \left[z(r_0 + r) - z(r_0) \right]^2 \right\rangle^{1/2} \cong r^\zeta \quad (1)$$

en la que z es la altura y los símbolos $\langle \rangle$ indican el valor promedio. Esta ley de escalamiento implica que el objeto analizado es invariante para la transformación afín expresada por la ecuación (2):

$$X \rightarrow \lambda_x X ; Y \rightarrow \lambda_y Y ; Z \rightarrow \lambda_z Z \quad (2)$$

con

$$\lambda_x = \lambda_y ; \lambda_z = \lambda_x^\zeta$$

Desde el punto de vista de la física estadística, se ha sugerido que la fractura de medios heterogéneos manifiesta propiedades universales similares a las de una transición de fases crítica.¹⁷ También se ha conjeturado que la fractura rápida tiene asociado un exponente de rugosidad universal, esto ha sido motivo de controversia.³ En muchos estudios se ha reportado un valor característico para ζ en el intervalo de 0.78-0.80, para materiales

metálicos, cerámicos y poliméricos fracturados en condiciones de propagación rápida de grietas, tales como ensayos de tensión, flexión e impacto. También se ha reportado que algunas superficies de fractura que resultan de propagación lenta presentan un exponente de rugosidad menor, $\zeta = 0.5$. Este escenario desafortunadamente indica que las propiedades mecánicas como la tenacidad a la fractura no están asociadas al carácter autoafín de las superficies de fractura. Está claro que no existe una relación entre el exponente de rugosidad y las propiedades mecánicas. Una superficie de fractura es autoafín hasta un límite de escala de longitud llamado la longitud de correlación ζ . Si el análisis se efectúa para escalas mayores a la longitud de correlación entonces la superficie puede describirse como un objeto Euclidiano.

Se ha sugerido que el llamado modelo de la línea¹⁸ puede aplicarse al fenómeno de propagación de grietas. El frente de propagación se modela¹⁹ como una línea continua que avanza a través de la microestructura impulsada por una fuerza motriz. La superficie de fractura es entonces simplemente la traza de la línea al avanzar en su trayectoria. La cinética de este proceso está regida por una ecuación de Langevin no lineal, en la que la configuración queda determinada por tres contribuciones: una fuerza uniforme, una fuerza aleatoria asociada a las impurezas y una contribución de las fuerzas elásticas entre diferentes partes de la línea. Por supuesto, la forma de la línea influye en la rugosidad de la superficie de fractura resultante. De acuerdo con este modelo, las superficies de fractura son autoafines porque el frente de propagación posee también un carácter autoafín, mismo que resulta de la interacción del frente de la grieta con heterogeneidades del material a diferentes escalas de longitud. Este modelo muestra una concordancia cualitativa con la cinética de propagación en algunos materiales frágiles,^{13,14} pero no logra predecir correctamente el valor del exponente de rugosidad observado experimentalmente. También se ha aplicado este modelo al estudio de una posible relación entre los parámetros microestructurales y la longitud de correlación. Se ha reportado que ζ coincide con el tamaño de grano en aleaciones de níquel policristalinas,⁶ en aleaciones de aluminio es del orden de los tamaños dendríticos,^{10,11} y es del orden

del tamaño esferulítico en polipropileno,¹² todo lo cual indica un relación entre la longitud de correlación y las mayores heterogeneidades de la microestructura.

El presente trabajo fue motivado por las siguientes observaciones: de entre los muchos materiales que se han investigado bajo esta óptica, la mayoría son metales y cerámicos, solo se han analizado un limitado número de polímeros respecto al comportamiento autoafín o fractal de sus superficies de fractura. Recientemente Guerrero *et al.*¹⁵ reportaron valores de $\zeta = 0.77$ para polipropileno y $\zeta = 0.71$ para poliestireno. Surgen muchas dudas acerca del posible efecto de las diferencias y particularidades de los mecanismos de nucleación y propagación de grietas en polímeros, especialmente si se toman en cuenta los efectos viscoelásticos y la absorción de energía mediante flujo por corte y el mecanismo de desgarre (*crazing*, en inglés). Otra cuestión intrigante es el papel que juegan las esferulitas, así como la cantidad de material amorfo en definir los exponentes de rugosidad en materiales parcialmente cristalinos como las poliamidas.

En este trabajo exploramos el carácter autoafín de las superficies de fractura de la poliamida 6, con dos diferentes tamaños esferulíticos, con el propósito de contribuir al estudio del fenómeno de propagación de grietas en materiales poliméricos. La poliamida 6 es un buen candidato dado que, como es el caso para muchos polímeros,²⁰⁻²³ cristaliza de acuerdo a la teoría de nucleación secundaria; a partir de los centros de nucleación crecen esferulitas formadas de *lamelas* dando lugar a la superestructura de la poliamida 6, tanto el radio de las esferulitas como el espesor de las *lamelas* disminuyen a medida que desciende la temperatura de cristalización. El proceso de cristalización se lleva a cabo entre la temperatura de transición vítrea T_g y el punto de fusión de equilibrio, T_m° . Tanto la tasa de nucleación primaria como la rapidez de crecimiento disminuyen a medida que la temperatura se aproxima a los límites y alcanzan un máximo para un valor intermedio entre T_g y T_m° . Este comportamiento permite controlar el tamaño promedio final de las esferulitas mediante el control de la rapidez de enfriamiento.

EXPERIMENTACIÓN

La poliamida (Ultramid de BASF, USA), se caracterizó mediante espectroscopía infrarroja por

transformada de Fourier (FTIR, por sus siglas en inglés), calorimetría diferencial de barrido (DSC, por sus siglas en inglés) y cromatografía de exclusión de tamaños (SEC, por sus siglas en inglés).

Los espectros de FTIR mostraron todas las bandas características de las amins secundarias y concuerdan con las característica registradas en bases de datos, confirmando la naturaleza del material como una poliamida 6. Los resultados de DSC y SEC se muestran en la tabla I.

Se prepararon especímenes por prensado en caliente obteniendo discos de 5 mm de diámetro y 2 mm de espesor. Se acondicionaron enfriándolos desde una temperatura ligeramente superior a T_m° (260°C)²⁴ hasta temperatura ambiente a rapidez controlada de 1 y $25^\circ\text{C}/\text{min}$ dentro del DSC en atmósfera de nitrógeno, también se enfrió un espécimen sumergiéndolo en nitrógeno líquido desde la condición de fundido para obtener una muy alta rapidez de enfriamiento.

Los especímenes así acondicionados se analizaron por MEB y microscopía óptica, en los casos en los que se presentaron esferulitas se midió su diámetro equivalente empleando técnicas de análisis de imágenes. Una vez caracterizada la estructura obtenida, los especímenes se sumergían en nitrógeno líquido para fracturarlos por flexión. La topografía de las superficies de fractura se analizó por MFA en modo de contacto, los tamaños de barrido estuvieron entre 10 y 100 μm . La mejor resolución lateral fue de cerca de 20 nm. Se extrajeron 250 perfiles de alturas, uniformemente distribuidos a partir de cada imagen de MFA, las cuales eran de 512 x 512 píxeles. Los perfiles se emplearon para el análisis autoafín aplicando el método de ventanas de ancho variable usando la desviación estándar de la distribución estadística de alturas. En este método el perfil se divide en $N(r)$ ventanas de tamaño r , se calcula la desviación estándar, σ , en cada ventana, promediando

Tabla I. Peso molecular y punto de fusión de la poliamida estudiada.

Peso molecular (g/mol) obtenido por SEC				DSC
Mn	Mw	Mz	Mw/Mn	Tm ($^\circ\text{C}$)
34,313	68,683	111,211	2.16	230

posteriormente sobre todas las ventanas de tamaño r . Se construye la función autoafín de acuerdo a la ecuación (3):

$$W(r) = \left(\frac{1}{N(r)} \right) \sum_{i=1}^{N(r)} \sigma(i) \quad (3)$$

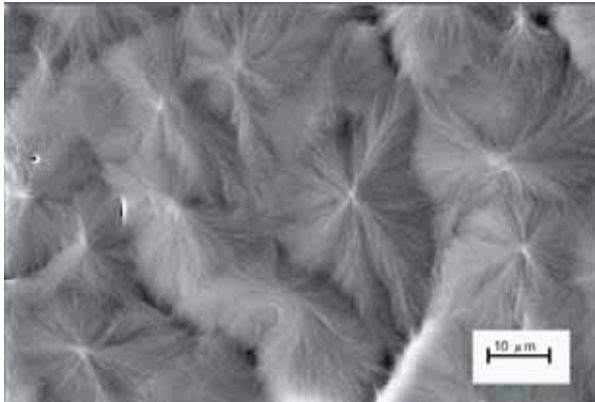


Fig. 1. Imagen de MEB de las esferulitas en la poliamida 6 enfriada a 1°C/min.

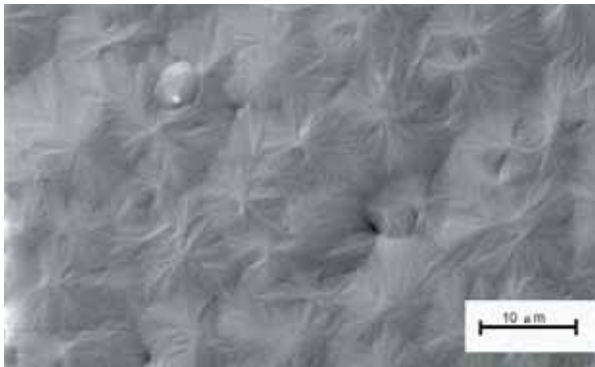


Fig. 2. Imagen de MEB de las esferulitas en la poliamida 6 enfriada a 25°C/min.

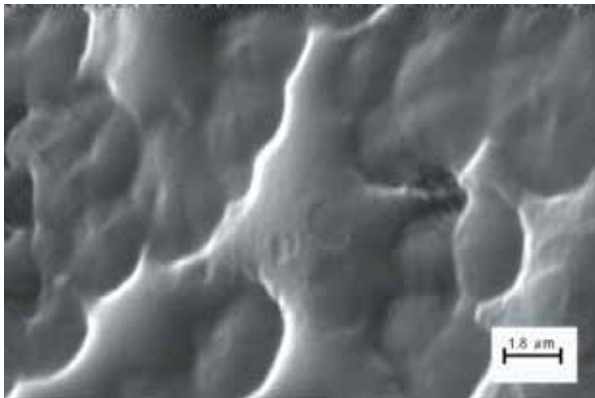


Fig. 3. Imagen de MEB de las esferulitas en la poliamida 6 enfriada en N₂ líquido.

Finalmente, el exponente de rugosidad se obtiene de un gráfico log-log sabiendo que la función $W(r)$ sigue la ley de potencia expresada por la ecuación (4):

$$W(r) \propto r^\zeta \quad (4)$$

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las muestras enfriadas a 1 y 25°C/min mostraron, como se esperaba, una estructura esferulítica, figuras 1 y 2, mientras que la muestra enfriada en nitrógeno líquido no mostró esferulitas, indicando el carácter amorfo de esta muestra en tales condiciones de enfriamiento rápido (figura 3).

En concordancia con la teoría de la nucleación secundaria, puede observarse que los tamaños esferulíticos son menores en las muestras enfriadas a 25°C/min, esta observación queda cuantificada mediante las distribuciones de diámetro equivalente que se presentan en las figuras 4 y 5; los diámetros

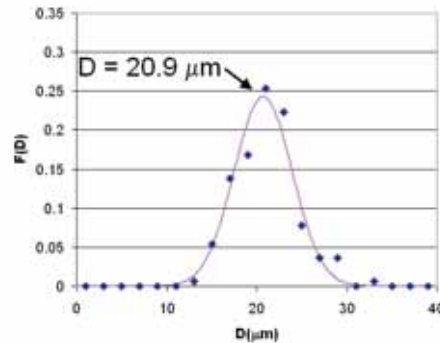


Fig. 4. Distribución de diámetro equivalente de las esferulitas en las muestras enfriadas a 1°C/min.

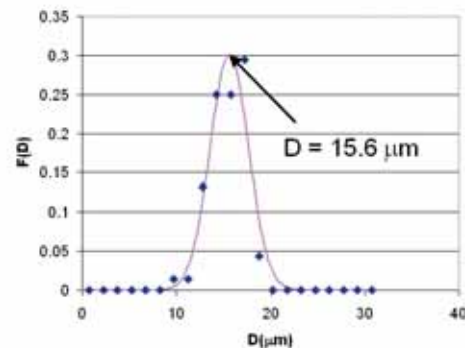


Fig. 5. Distribución de diámetro equivalente de las esferulitas en las muestras enfriadas 25°C/min.

esferulíticos promedio son de 20.9 y 15.6 μm , para las muestras enfriadas a 1 y 25°C/min, respectivamente. La diferencia en rapidez de enfriamiento se reflejó en una diferencia de tamaño de 5 μm .

En las figuras 6-11 se observan las superficies de fractura registradas por MEB. En todos los casos la apariencia corresponde de manera general a fractura frágil, como es de esperarse de acuerdo a las condiciones promovidas por el enfriamiento en N_2 . Las superficies lucen relativamente planas a bajas magnificaciones, sin embargo la observación en

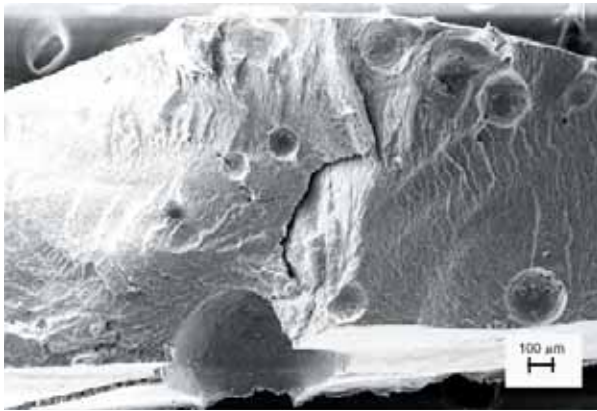


Fig. 6. Imagen de MEB a 150X de una superficie de fractura para enfriamiento de 1°C/min.

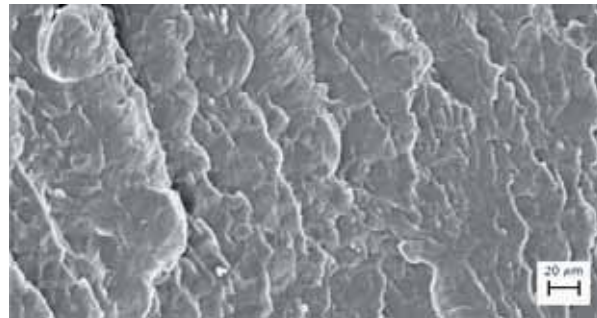


Fig. 7. Imagen de MEB a 1000X de una superficie de fractura para enfriamiento de 1°C/min.

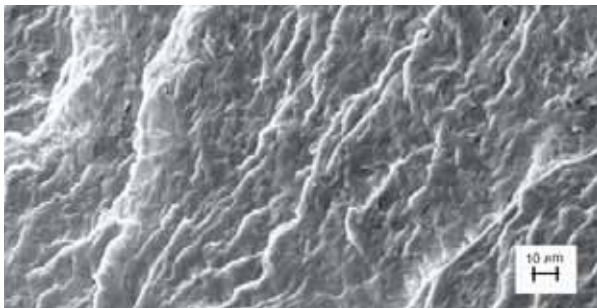


Fig. 8. Imagen de MEB a 1500X de una superficie de fractura para enfriamiento de 25°C/min.

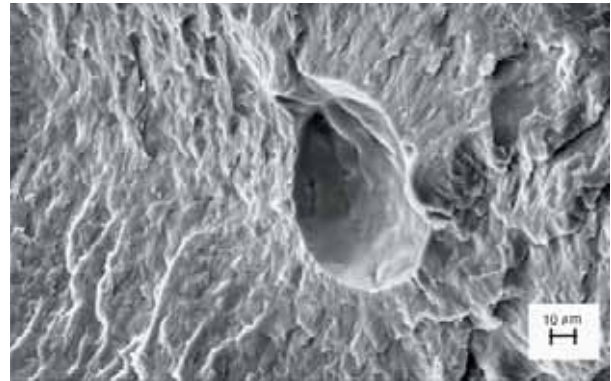


Fig. 9. Imagen de MEB a 1500X de una superficie de fractura para enfriamiento de 25°C/min.

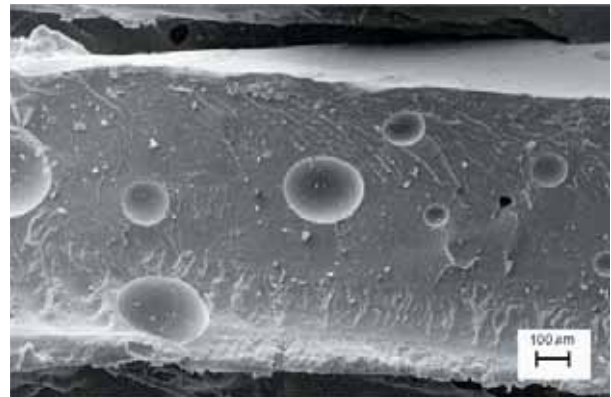


Fig. 10. Imagen de MEB a 200X, de una superficie de fractura para enfriamiento en N_2 líquido.

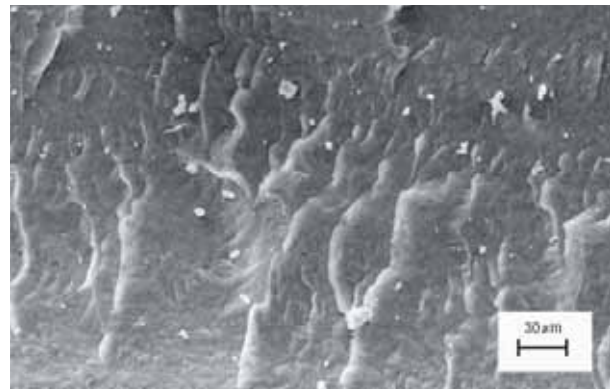


Fig. 11. Imagen de MEB a 1000X de una superficie de fractura para enfriamiento en N_2 líquido.

altas magnificaciones revela que existe deformación plástica intensa a nivel local. También hay evidencia de fibrilación, lo que sugiere²⁷⁻²⁹ que la fractura fue precedida por desgarre (crazing). Resulta también visible que la propagación de grietas fue influida a la vez que promovida por la presencia de huecos o burbujas al interior del material, así que también es posible que la fractura se haya realizado por el

avance de grietas generadas a partir del desgarre y la posterior interacción del frente principal de propagación con nuevos frentes de microgrietas generados en huecos y burbujas, como lo sugiere la presencia de grietas secundarias. Estas características “dúctiles” no son sorprendentes si recordamos que el proceso de fractura puede producir a nivel local un cierto calentamiento adiabático, particularmente en la punta de las grietas, así que aunque en general la apariencia sea de una fractura frágil, existe evidencia de deformación plástica y viscoelástica.

La topografía de las superficies, revelada mediante MFA, se muestra en las figuras 12-14. Como puede verse, dichas imágenes están libres de defectos como el ruido instrumental, polvo u otras irregularidades que podrían dificultar el análisis cuantitativo y el estudio del carácter autoafín, ya que la presencia de tales defectos podría dar lugar a valores erróneos

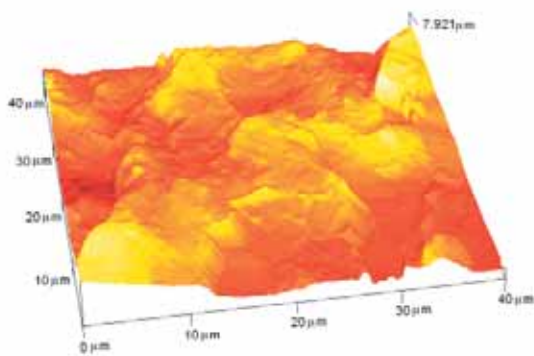


Fig. 12. Topografía de la superficie de fractura de una muestra enfriada a 1°C/min, barrido de 40 μm.

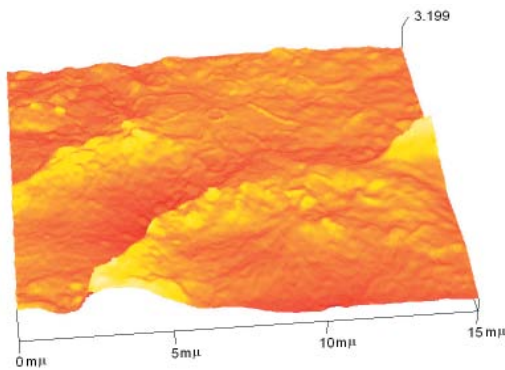


Fig. 13. Topografía de la superficie de fractura de una muestra enfriada a 25°C/min, barrido de 15 μm.

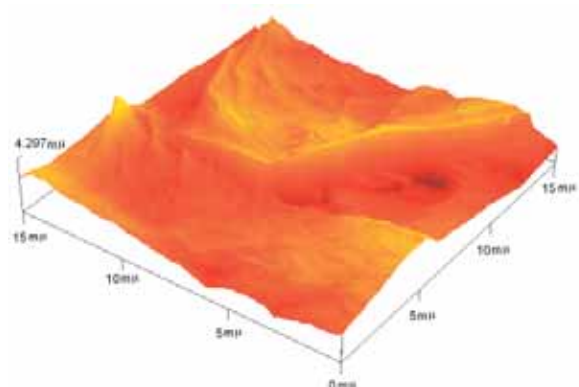


Fig. 14. Topografía de la superficie de fractura de una muestra enfriada en N₂ líquido, barrido de 15 μm.

del exponente de rugosidad. De manera cualitativa, parece que las superficies tienden a ser más lisas para las mayores rapidezces de enfriamiento, sin embargo, estas observaciones cualitativas deben complementarse con la discusión del carácter autoafín que se muestra a continuación.

Las figuras 15 a 17 presentan las curvas de autoafinidad correspondientes a 250 perfiles para cada caso, también se incluye el gráfico promedio para las diferentes condiciones de enfriamiento, puede observarse que todos los perfiles se ajustan a la ley de potencia que indica de manera inequívoca el carácter autoafín de las superficies de fractura.

Otra importante característica es la escasa dispersión estadística de los valores del exponente de rugosidad, figura 18, para el análisis de 2750 perfiles correspondientes a una muestra enfriada a 1°C/min, con desviación estándar de 0.02, este valor

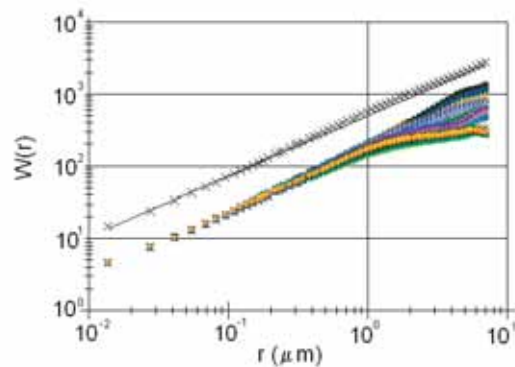


Fig. 15. Curvas de autoafinidad para 250 perfiles (abajo) y promedio (X) con recta de ajuste (línea continua) para muestra enfriada a 1°C/min.

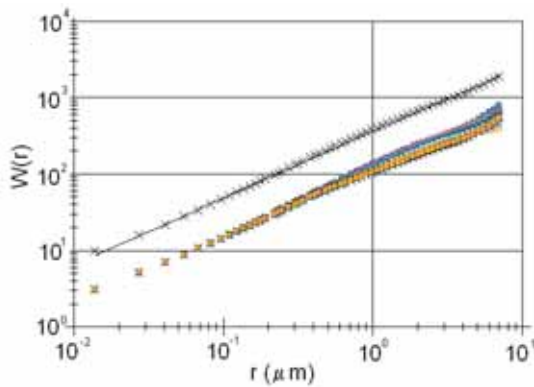


Fig. 16. Curvas de autoafinidad para 250 perfiles (abajo) y promedio (X) con recta de ajuste (línea continua) para muestra enfriada a 25°C/min.

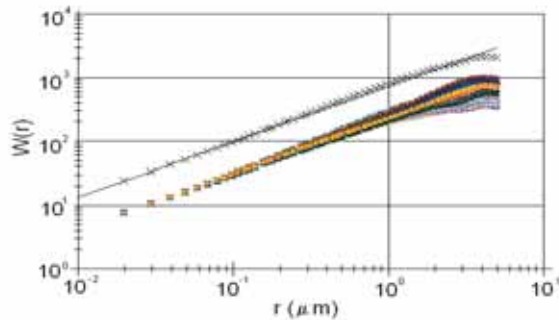


Fig. 17. Curvas de autoafinidad para 250 perfiles (abajo) y promedio (X) con recta de ajuste (línea continua) para muestra enfriada a N₂ líquido.

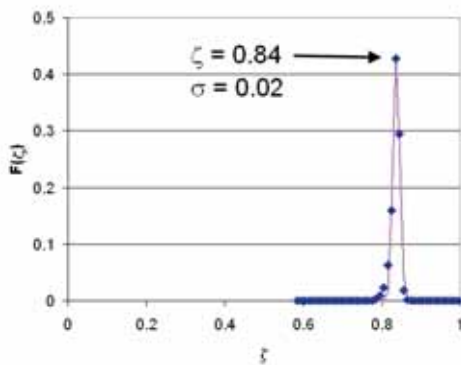


Fig. 18. Distribución de exponentes de rugosidad para 2750 perfiles correspondientes a 11 imágenes de MFA de la muestra enfriada a 1°C/min.

En las figuras 19 y 20 se presentan las distribuciones del exponente de rugosidad para 250 perfiles correspondientes a las muestras enfriadas a 25°C/min y las enfriadas en N₂, respectivamente. Nótese que los valores del exponente de rugosidad y sus desviaciones estándar son muy similares a los obtenidos para los 2750 perfiles correspondientes a la muestra enfriada a 1°C/min. Todas las superficies de fractura mostraron un exponente de rugosidad entre 0.84 y 0.87 con desviación estándar entre perfiles de la misma condición de 0.02, el análisis estadístico permite asegurar con alto grado de confiabilidad que este valor caracteriza la naturaleza autoafín de la topografía de las superficies de fractura cuando esta poliamida se fractura en flexión.

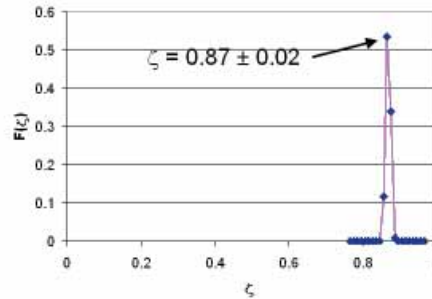


Fig. 19. Distribución de exponentes de rugosidad para 250 perfiles correspondientes al enfriamiento de 25°C/min.

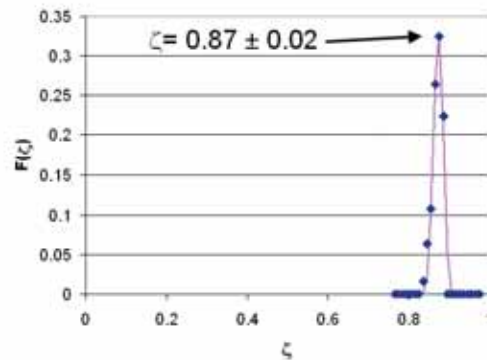


Fig. 20. Distribución de exponentes de rugosidad para 250 perfiles correspondientes al enfriamiento en N₂ líquido.

es considerablemente más bajo que otros que se han reportado para el análisis de perfiles sintéticos o superficies naturales,¹⁵ lo cual permite que subsecuentemente se empleen menores cantidades de perfiles o tamaños de muestra.

En las figuras 15-17, el carácter autoafín se mantiene en todo el intervalo de escalas analizado, no se detecta la longitud de correlación. Los valores de ζ encontrados son claramente independientes de las condiciones de enfriamiento, por lo que puede decirse

que la presencia o ausencia de esferulitas no tiene un efecto significativo sobre el exponente de rugosidad de las superficies resultantes. Esto coincide con las observaciones reportadas para una diversidad de materiales fracturados en condiciones cinéticas similares, sin embargo el valor del exponente de rugosidad es sin duda considerablemente superior al llamado valor universal de 0.78-0.80. Una posible causa de esta diferencia puede estar asociada a los mecanismos particulares de fractura en los polímeros, que en general no se presentan para materiales metálicos o cerámicos a temperaturas comunes. Recordemos que en los polímeros la energía puede disiparse por diferentes procesos como el flujo por corte, desgarre (*crazing*) y propagación de grietas, todo lo cual implica la deformación viscoelástica de la cadenas poliméricas, fibrilación y finalmente la creación de nuevas superficies. Es posible, por lo tanto, que la combinación de estos efectos resulte en desviaciones del comportamiento observado en metales y cerámicos.

Aunque se ha reportado que el exponente de rugosidad muestra un valor alrededor del propuesto como universal de 0.78 a 0.8, en materiales de distinta composición y morfología microestructural tales como vidrios,^{8,9} aleaciones metálicas^{10,11} y, más recientemente, polímeros,¹⁵ los resultados combinados de nuestros experimentos y los reportados por Guerrero *et al.* para polipropileno y poliestireno muestran desviaciones considerables respecto del valor universal y son diferentes entre sí. Las principales diferencias entre las muestras de los polímeros analizados en estos trabajos, además de la

composición química, son el tipo de preparación de la muestra, morfología y sección transversal (tabla II). Como puede apreciarse, es difícil concluir acerca de las causas de las diferencias en el exponente de rugosidad, se necesitan más experimentos para dilucidar esta cuestión.

CONCLUSIONES

Se prepararon especímenes de poliamida 6 100% amorfos así como parcialmente cristalinos, en este último caso el tamaño esferulítico depende de la rapidez de enfriamiento, con valores de 19 μm para 25°C/min y 40 μm para 1°C/min. El análisis fractográfico no mostró diferencias entre las muestras con diferente tratamiento térmico, se observó un aspecto en general frágil mientras que en alta magnificación se aprecia deformación plástica localizada.

Las superficies generadas por flexión en tres puntos son claramente autoafines en el intervalo de escalas de nanómetros hasta cerca de 100 μm , presentan exponentes de rugosidad con valores entre 0.84 y 0.87 independientemente del tratamiento térmico y la morfología, estos valores son significativamente mayores que el valor llamado universal de 0.78 reportado para metales y cerámicos fracturados en condiciones cinéticas similares.

Esta diferencia se explica por los mecanismos particulares de fractura en polímeros. Adicionalmente, la composición química, preparación de las muestras y las diferentes secciones transversales de área pueden explicar las diferencias respecto a los valores reportados en otros trabajos, es necesario realizar más experimentos para elucidar el origen de estas diferencias.

Tabla II. Diferencias en exponentes de rugosidad, preparación de muestras y morfología entre los experimentos reportados en este trabajo y los publicados en.¹⁵

Polímero	Preparación de muestras	Morfología	Geometría de sección transversal	$\zeta \pm \sigma$
PS	Extrusión, enfriamiento rápido	Amorfo	Circular, 1 mm diámetro	0.77 \pm 0.09
i-PP	Extrusión, enfriamiento rápido	Semi cristalino	Circular, 1 mm diámetro	0.71 \pm 0.07
Poliamida 6	Prensado en caliente, enfriada a 1 °C/min	Semi cristalino	Rectangular 5 X 1 mm	0.84 \pm 0.02
Poliamida 6	Prensado en caliente, enfriada a 25 °C/min	Semi cristalino	Rectangular 5 X 1 mm	0.87 \pm 0.02
Poliamida 6	Prensado en caliente, enfriada en N ₂ líquido	Semi cristalino	Rectangular 5 X 1 mm	0.87 \pm 0.02

No se detectó la longitud de correlación para el intervalo de escalas analizado, se recomienda extender dicho intervalo hacia valores mayores empleando otras técnicas topométricas.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo fue apoyado por el CONACYT (Proyecto 38873-U), se agradece la ayuda de R. Garza, F. Garza, L. M. Martínez, J. Aguilar y C. Guerrero.

REFERENCIAS

1. Mandelbrot B.B., Passoja D.E., Paullay A., J. Nature 1984;308:721-722.
2. Bouchaud E., J. Phys.: Condens. Matter 1997;9:4319-4344
3. Balankin A. Eng. Fracture Mech. 1997; 57(2/3): 135-203
4. Pande C.S., Richards L.R., Lovat N., Dempey B.D., Schwoeble A.J. Acta Metall. 1987;35(7):1633-637.
5. Bouchaud E., J. Phys.: Condens. Matter 1997;9:4319
6. Hinojosa M., Bouchaud E., Nghiem B. In: Beltz G.E., Blumberg R.L., Kim K.S., Marder M.P., editors. Fracture and ductile vs. brittle behavior – theory, modeling and experiment. Mat. Res. Soc. Proc., Vol. 539. Pennsylvania: Materials Research Society; 1999. pp. 203–208
7. Reyes E., Guerrero C., González V., Hinojosa M. in Robertson I.M., Lassila D.H., Devincere B., Phillips R., editors. Multiscale Phenomena in Materials-Experiments and Modeling, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., Vol. 578, Pennsylvania: Materials Research Society, 2000, pp 357-361.
8. Garza F., Hinojosa M. and Chávez L. Self –affine Properties on Fracture Surfaces of Ionic Exchanged Glass, Emergent Nature, Proceedings of the International Conference Fractal 2002, World Scientific 2002, p. 23.
9. Hinojosa M. and Chávez L., The Glass Researcher 2000;9:23
10. Hinojosa M. and Aldaco J., J. Mat. Res. 2002;17:2002
11. Hinojosa M., Aldaco J., Ortiz U. And González V. Alum. Trans. 2000;3:53
12. Hinojosa M., Aldaco J., Ortiz U. and González J.A., “Microstructure and Fracture Surface Correlation Length”, Euromat 2000, pp. 1469-1474
13. Daugier P., Henaux S., Bouchaud E. and Creuzet R.F., Phys. Rev. E. 1996;53:5637- 5642
14. J. Schmittbuhl, S. Roux, Vilotte J.P. and Maloy K.J. Phys. Rev. Lett. 1995;74:1787
15. Reyes E., Guerrero C. and González V. Polymer 2002;43:6683-6693
16. Wu Li X., Tian J., Kang Y., and Wang Z. Scripta Metallurgica et Materialia 1995;33(5):803-809
17. De Arcangelis L., Redner S., Herrmann H. J, J. of Phys. Lett. 1985; 46 :585-590
18. Bouchaud J-P., Bouchaud E. Phys. Rev. Lett. 1993;71:2240
19. Ertas D. & Kardar M. Phys. Rev. Lett. 1992;79:929
20. Lauritzen, J. I.; Joffman, J. D. J. Appl. Phys. 1973;44:4340.
21. Fatou J.G. Encyclopedia of Polymer Science and Engineering. Supplement Volume on Crystallization Kinetic, 2nd ed. J. Wiley and Sons Inc.: New York, 1989, p213
22. Phillips P.J. Rep. Prog. Phys. 1990;53:549
23. Di Lorenzo M.L., and Silvestre C. Prog. Polym. Sci. 1999;24:917
24. Brandrup J. and Immergut E.H. Polymer Handbook Ed. John Willey and Sons. USA (1989), p. V/113
25. González V., Chacon O., Hinojosa M. and Guerrero C. Fractals 2002;10(3):373
26. Schmittbuhl J., Vilotte JP. and Roux S. Phys. Rev. E. 1995;51:131
27. Hull D., Fractography, Cambridge University Press, 1999, pp. 242-243
28. S. H. Petrie, “Crazing and Fracture”, in Engineered Materials Handbook, Vol. 2 “Engineering Plastics”, pp. 734-740, ASM International, Metals Park, O.H, 1987.
29. So P.K., “Fractography”, en Engineered Materials Handbook, Vol. 2 “Engineering Plastics”, pp. 805-810, ASM International, Metals Park, O.H., 1987.