

Obtenção de micro e nanofibras de PVC pela técnica de Fiação por Sopro em Solução

PVC micro and nanofibers produced via Solution Blow Spinning

Thamyscira Hermínio Silva¹, Juliano Elvis de Oliveira¹ e Eliton Souto de Medeiros¹

¹*Departamento de Engenharia de Materiais – DEMat, Centro de Tecnologia – CT, Universidade Federal da Paraíba – UFPB, João Pessoa, PB, Brasil*

**eliton@ct.ufpb.br; elitonsdemedeiros@gmail.com*

Resumo

Neste trabalho, micro e nanofibras de PVC foram obtidas pela técnica de Fiação por Sopro em Solução, uma técnica recentemente desenvolvida capaz de produzir micro e nanoestruturas poliméricas com velocidade alta e preços que rivalizam a eletrofiação. As micro e nanofibras produzidas neste trabalho, a partir de soluções de PVC em tetrahydrofurano tiveram diâmetros médios entre 217 nm e 2,5 µm. Os efeitos das condições de processamento foram avaliados, sendo que a concentração da solução polimérica foi o parâmetro de maior influência no diâmetro médio. Também foi observado que a estabilidade térmica das micro e nanofibras não foi afetada pela técnica de fiação por sopro em solução.

Palavras-chaves: *nanofibras, fiação por sopro em solução, PVC.*

Abstract

We obtained PVC micro- and nanofibers by Solution Blow Spinning, a recently developed technique capable of producing polymeric micro- and nanostructures with high speed as compared to other techniques such as electrospinning. The PVC fibers produced had an average diameter ranging from 217 nm to 2.5 µm, depending on the experimental conditions. We evaluated the effects of processing conditions and polymer concentration in solution had the most significant effect in fiber diameter. It was also observed that the thermal stability of the fibers was unaffected when compared to PVC films and powder.

Keywords: *nanofibers, solution blow spinning, PVC.*

1. Introdução

As nanofibras são estruturas em escala nanométrica que podem formar não tecidos. Elas são caracterizadas por terem diâmetros muito pequenos, comprimentos longos, alta área superficial por unidade de massa e poros de tamanhos pequenos. São estruturas contínuas e possuem alta resistência axial com extrema flexibilidade. Suas aplicações vão desde o uso de não tecidos para a indústria têxtil, e ultrafiltração a suportes para catálise, sensores e biossensores, células solares, *scaffolds* para a engenharia de tecidos, entre outros^[1-5].

A técnica mais utilizada atualmente para produzir nanofibras de polímeros é a eletrofiação, porém essa técnica utiliza altas voltagens e o volume de fibras produzidas é pequeno. Já a técnica de Fiação por Sopro em Solução (SBS), do inglês *Solution Blow Spinning*, desenvolvida por Medeiros et al.^[6] em 2009, vem surgindo como uma das técnicas competidoras com a eletrofiação por ter alta taxa de produtividade e ser capaz de produzir fibras em escala comercial, sem a necessidade do uso de altas voltagens.

Nesta técnica, o aparelho utilizado consiste de uma fonte de gás comprimido, um regulador de pressão, uma bomba de injeção para controlar a taxa de injeção das soluções, uma matriz de fiação de bicos concêntricos e um coletor com velocidade de rotação controlável (Figura 1). A técnica consiste em bombear uma solução polimérica através do bico interno em uma corrente de gás pressurizado que passa através do bico externo. Quando a tensão superficial gerada pela solução polimérica é superada pelas forças aerodinâmicas provenientes do gás pressurizado, fluxos da solução polimérica são lançados ao coletor. Durante o trajeto, o solvente da solução evapora formando fibras que, dependendo das condições de processamento, podem ser na micro ou nanoescala^[7,8].

As fibras produzidas pela técnica de fiação por sopro em solução a partir de diversos tipos de polímeros possuem diâmetros médios comparáveis com as fibras produzidas por eletrofiação, porém sem fazer uso de altas voltagens e com maior taxa de produtividade. Como poucos polímeros foram aplicados nos estudos envolvendo a técnica de

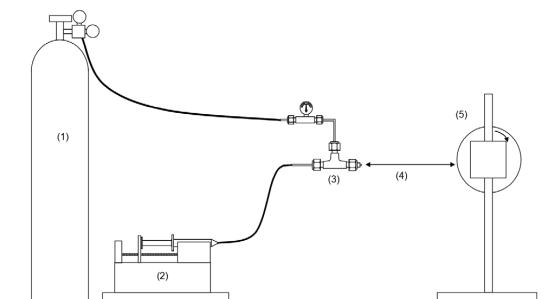


Figura 1. Desenho esquemático do aparelho utilizado na técnica de fiação por sopro em solução. (1) Reservatório do gás, (2) bomba de injeção, (3) matriz de fiação, (4) distância de trabalho e (5) coletor.

fiação por sopro em solução, se faz necessário o estudo de outros polímeros aplicados em eletrofiação. Nosso grupo de pesquisa vem desenvolvendo nanofibras de uma variedade de polímeros como PVC, PLA, PMMA, PS, entre outros^[6-9].

O poli (cloreto de vinila) (PVC) é o segundo termoplástico mais consumido no mundo, possuindo uma excelente relação custo-benefício. A resina de PVC é atóxica e inerte além de ser muito versátil, pois permite a introdução de diversos aditivos que alteram as características e propriedades do polímero de acordo com a necessidade de aplicação final. Sua produção pode ser a partir de fontes totalmente renováveis e, posteriormente, pode ser totalmente reciclável. Deste modo, estudos com PVC são de grande relevância científica, ambiental e industrial, dadas as inúmeras aplicações tecnológicas deste polímero^[10].

O presente trabalho tem como objetivo aplicar a técnica de SBS para obtenção de micro e nanofibras de PVC e estudar a morfologia das fibras produzidas em função das variáveis de processamento (concentração, taxa de injeção e pressão do gás). Além disso, a estabilidade térmica e a morfologia serão avaliadas e comparadas com filmes de PVC.

2. Experimental

2.1. Materiais

O polímero e solvente utilizados para preparar as soluções poliméricas foram o poli(cloreto de vinila) PVC Norvic® SP 1000 da Braskem e o tetrahidrofurano (THF) da Fmaia Ind. Com. Ltda.

2.2. Fiação das fibras de PVC por SBS

Soluções de PVC foram preparadas nas concentrações de 5, 10 e 15%(m/v) em THF e as fibras foram obtidas por SBS. O equipamento consistiu num compressor (AirZap AZ100 40VFP), secador de ar (AirPoint), bomba de injeção (Havard Apparatus Pump 11), matriz de fiação produzida na Oficina Mecânica do CT/UFPB, manômetro e seringas. Os parâmetros de processo foram: distância de protrusão dos bicos (1 a 2,5 mm), taxa de injeção (60 a 140 μ l/min) e pressão (20 a 50 psi). Para efeitos comparativos, um filme de PVC foi preparado pelo método de evaporação do solvente, usando uma solução de PVC em THF a 10%.

2.3. Caracterização

A caracterização morfológica das fibras foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) modelo 1430 da LEO, onde as amostras fiadas foram depositadas em porta amostras metálicos e recobertas por ouro formando uma camada de aproximadamente 20nm num metalizador da marca Emitech modelo K 550X. As medidas dos diâmetros das fibras foram feitas utilizando-se o analisador de imagens ImageJ da *National Institutes of Health*, EUA. Pelo menos 50 fibras foram medidas para cada condição reportada.

As amostras fiadas foram caracterizadas por termogravimetria (TG) num equipamento DTG-60H da Shimadzu, sob atmosfera de argônio (50 ml/min) e em cadinho de platina, numa taxa de aquecimento de 10°C/min, da temperatura ambiente até 700°C.

Análises por Calorimetria exploratória diferencial (DSC) das amostras foram realizadas num DSC-60 da Shimadzu sob atmosfera de argônio (50 ml/min) num porta amostra de alumínio. Os ciclos de aquecimento e resfriamento foram realizados de -100°C até 230°C a uma razão de aquecimento/resfriamento de 10°C/min.

3. Resultados e Discussão

3.1. Efeito das condições experimentais na obtenção das fibras de PVC

O efeito da concentração do polímero, distância de protrusão do bico interno (d), taxa de injeção da solução e pressão de fiação, analisados por MEV com auxílio do ImageJ, serão mostrados e discutidos a seguir.

A concentração do polímero no solvente foi a variável de processamento que teve maior efeito sobre o diâmetro médio das fibras obtidas. Como mostra a Figura 2, o diâmetro médio das fibras aumenta com o aumento da concentração do polímero no solvente. As fibras obtidas das fiações das soluções de concentração igual a 5% tiveram um diâmetro médio de 319 ± 63 nm aumentando para 1428 ± 375 nm, com concentrações de 15%. Estes valores são comparáveis com os diâmetros médios de fibras de PVC obtidas por eletrofiação, que vão desde 340 nm até cerca de 6μ m^[11,12].

Outros trabalhos^[7-9] também observaram o mesmo efeito da concentração em seus estudos. A viscosidade da solução está muito ligada à sua concentração, portanto, baixas viscosidades tendem a formar fibras de diâmetros médios menores e altas viscosidades tendem a formar fibras de diâmetros médios maiores. Deste modo, os diâmetros médios pequenos são obtidos devido a maior mobilidade das cadeias durante o processo de fiação^[11]. Por outro lado, a viscosidade mais alta, para as concentrações maiores, dificulta o estiramento das cadeias durante a fiação e fibras mais espessas e com maior dispersão são obtidas. Além disso, a concentração também tem um efeito na morfologia e na quantidade das fibras formadas como mostra a Figura 3.

Na Figura 3a observa-se que as fibras obtidas a partir de uma solução de 5% possuem uma morfologia mais fusiforme e com formação de contas (*beads*). Já as fibras produzidas a partir da solução de 10%, Figura 3b, possuem uma estrutura mais uniforme, com quase nenhuma estrutura do tipo *bead*, onde a densidade de fibras da manta produzida é muito maior do que a de 5%.

Oliveira et al.^[7-9] observaram que as mantas mais densas eram obtidas em viscosidades moderadas. Para a amostra de 15%, Figura 3c, as fibras obtidas também ficaram mais livres de *beads*, porém podem ser vistas fibras ramificadas e áreas de filme em que o solvente não evaporou adequadamente

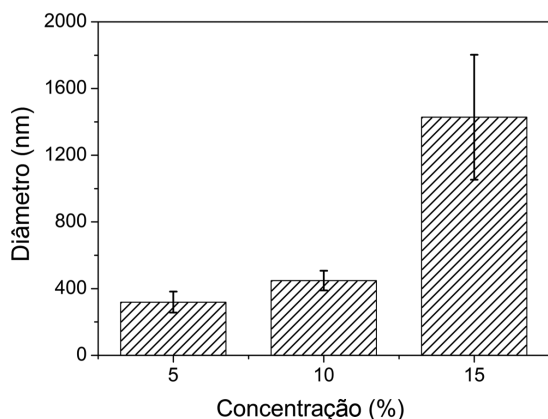


Figura 2. Gráfico da influência da concentração da solução de PVC no diâmetro das fibras obtidas numa taxa de injeção de 100 μ L/min e pressão de fiação de 40 psi.

durante a coleta das fibras. A densidade da amostra para a concentração de 15% foi baixa chegando a ser imperceptível em certos casos, devido à alta viscosidade da solução. Estas alterações na morfologia da fibra estão muito relacionadas à viscosidade do polímero em solução. Foi também observado que uma viscosidade maior reduziu a formação de *contas*, devido ao comportamento viscoelástico da solução melhorar a estabilidade do jato durante o processo de estiramento. Além disso, quando as forças de arraste do ar comprimido estiram a solução, as moléculas de solvente tenderam a se aglomerar menos, reduzindo assim a formação de *contas*.

Como observado por Medeiros et al.,^[6] para outros polímeros, a distância de protrusão do bico interno teve influência moderada sobre o diâmetro médio da fibra conforme se vê na Figura 4. Pode-se notar que o diâmetro se manteve em torno do mesmo valor, entre 700 e 800 nm. Foi também observado que o d afetava o processo de fiação, onde para valores de d equivalentes a zero e maiores que 3 mm formavam-se resíduos em torno do bico interno, ocasionando entupimentos. O mesmo aconteceu para todas as distâncias de protrusão utilizadas nesse estudo.

A taxa de injeção também não está diretamente ligada ao diâmetro da fibra produzida, no entanto, tem forte influência na produtividade das fibras. Quando a taxa de injeção

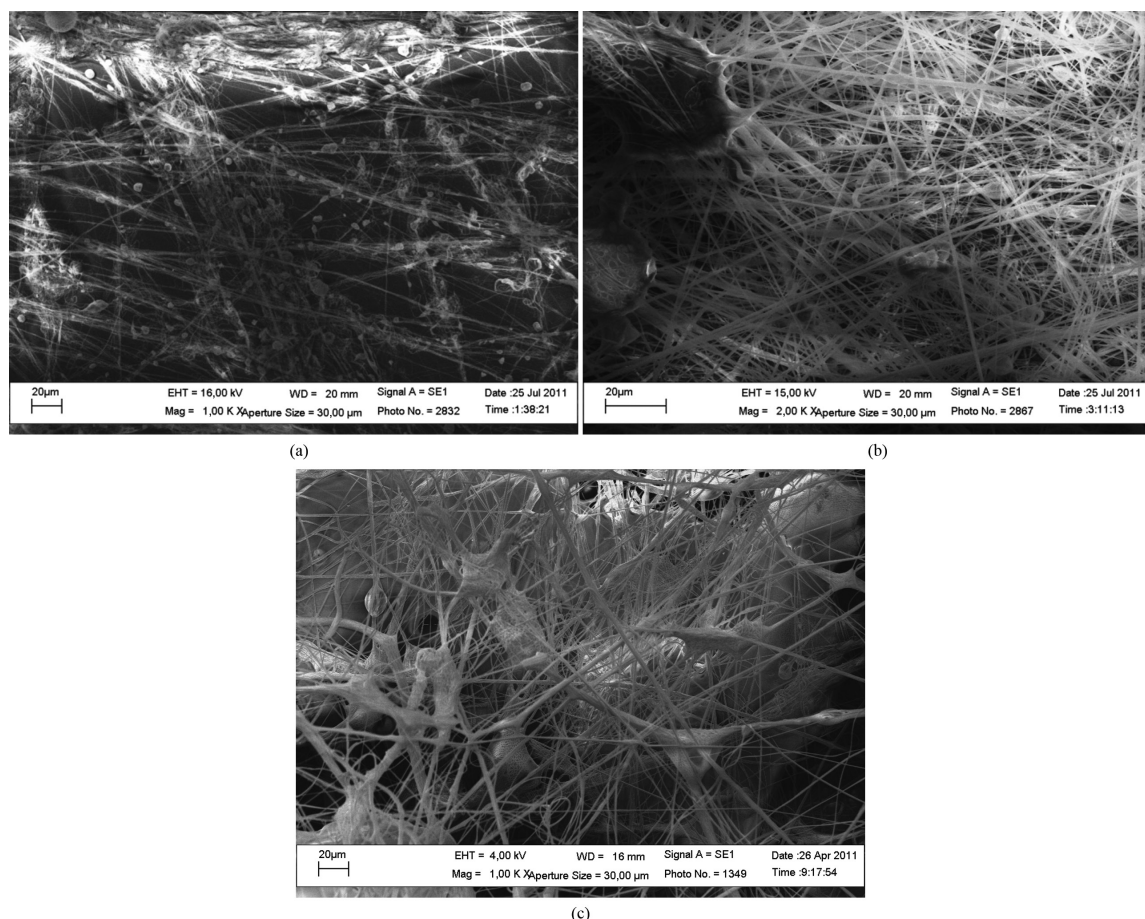


Figura 3. Morfologia das fibras obtidas a partir de soluções de PVC com concentrações de 5% (a), 10% (b) e 15% (c). Pressão de fiação de 40 psi e taxa de injeção de 100 μ L/min.

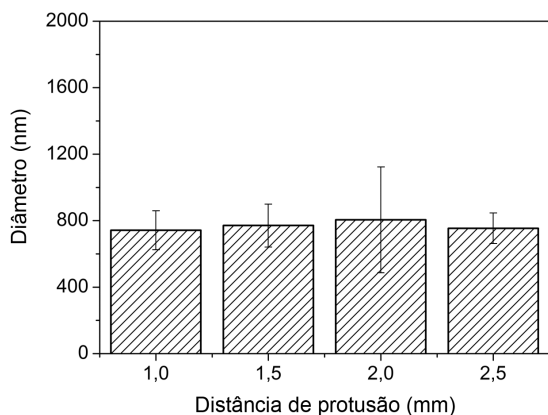


Figura 4. Diâmetros médios para diferentes distâncias de protusão. Pressão de fiação de 40 psi, taxa de injeção de 100 µL/min e concentração de 15%.

é muito pequena, a solução polimérica não é fornecida adequadamente resultando num jato instável. Deste modo, as mantas produzidas se tornam menos densas. Porém, quando a taxa de injeção é muito alta, as gotas formadas, devido ao excesso de solução fornecida, que solidificam pela rápida evaporação do solvente e bloqueiam o bico interno. Assim, é necessário encontrar taxas de injeção intermediárias que evitem esse problema e que produzam fibras com diâmetros adequados e com boa densidade. Além do mais, a taxa de injeção está fortemente ligada com condições experimentais como viscosidade e pressão. No presente estudo, quando foram mantidas as outras condições constantes e variou-se a taxa de injeção, pode-se observar que o aumento da taxa de injeção aumentou a quantidade das fibras formadas.

Neste trabalho, o efeito isolado da pressão do ar comprimido não se mostrou significativo na variação do diâmetro médio, porém alterou o processo de formação das fibras. Pressões baixas, como a de 20 psi, não possibilitavam que as fibras chegassem até o coletor de maneira adequada podendo, inclusive, facilitar o entupimento da matriz de fiação e aumentar o diâmetro médio das fibras. No entanto, em geral, as fibras com menores diâmetros médios foram obtidas na pressão de 40 psi. Oliveira et al.^[79] mostram que o efeito combinado da pressão e da taxa de injeção é responsável pela formação do jato e das forças de arraste e sustentação que estiram a solução polimérica, dando origem a formação das fibras. Deste modo, o efeito conjunto entre a taxa de injeção e a pressão foi mais significativa do que o efeito isolado como observado na Figura 5. Considerando o desvio padrão do diâmetro médio, não houve forte influência da variação de pressão, onde os diâmetros foram bem próximos. Para pressão de 20 psi e taxa de injeção de 60 µL/min houve uma grande dispersão nos valores do diâmetro médio, indicando a instabilidade da formação das fibras com esta combinação. O mesmo pode ser observado quando a taxa de 100 µL/min é utilizada, independente da pressão.

Em resumo, as condições de processamento influenciam diretamente na qualidade e quantidade de fibras obtidas. Embora a concentração da solução seja a variável que mais influencia no diâmetro médio das fibras, cada polímero tem seus valores ótimos de processamento e além disso, deve-se levar em consideração o efeito combinado das variáveis

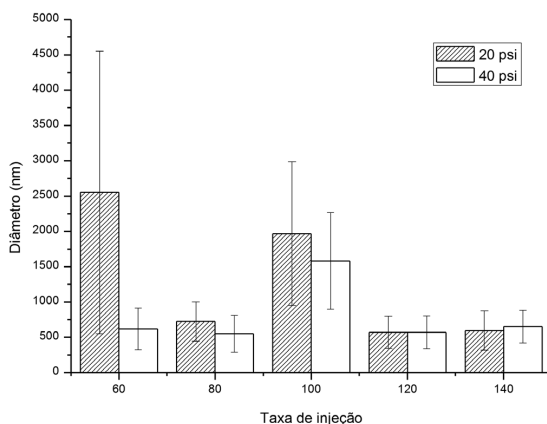


Figura 5. Efeito da pressão e da taxa de injeção no diâmetro médio das fibras de PVC.

para que fibras de morfologia uniforme e com diâmetros controlados sejam obtidas.

3.2. Comportamento térmico e morfológico do PVC fiado e não fiado

Nesta etapa foi realizado o estudo do comportamento térmico e morfológico do PVC sob diferentes formas, sendo em pó, em filme e em manta de nanofibras. O pó do PVC não passou por nenhum processamento, ou seja, foi usado como veio do fornecedor. O filme de PVC foi produzido a partir de uma solução polimérica de 10% por evaporação do solvente enquanto que a manta de nanofibras foi produzida com esta mesma solução, numa taxa de injeção de 120 µL/min, pressão de 40 psi e distância de protusão de 2 mm. As imagens obtidas por MEV mostraram que a manta de nanofibras apresentava poucos *beads* e maior homogeneidade (Figura 6), onde o diâmetro médio das fibras obtidas foi de 382 ± 156 nm.

A degradação térmica do PVC em suas diferentes formas foi observada por termogravimetria. A partir das curvas de TG foi possível determinar a temperatura em que o evento de degradação se inicia (T_{ONSET}) e os eventos térmicos que acontecem acompanhados com perda de massa. Portanto, a partir da Figuras 7a, b foi possível obter esses resultados que estão resumidos na Tabela 1.

O mecanismo da degradação do PVC se dá através da quebra homolítica das ligações C-Cl que geram radicais cloros que irão abstrair hidrogênio da mesma cadeia polimérica ou de outra, gerando HCl e um macroradical alquila adjacente a uma ligação C-Cl. Este macroradical vai se rearranjar liberando um novo radical cloro e formar uma ligação dupla C=C. As curvas de TG para o PVC apresentam dois eventos de perda de massa em função da temperatura. No primeiro patamar temos a formação de HCl e um sub evento que pode corresponder a formação de alguns hidrocarbonetos, como o benzeno. No segundo patamar o polímero contendo a ligação C=C é reticulado e em seguida pode ocorrer a pirólise da sequência de polienos formados durante o primeiro estágio. Após esses eventos, nenhum adicional é observado, restando apenas um resíduo negro resultante da carbonização do polímero, que corresponde a cerca de 10% da massa total da amostra. A curva DTG do PVC apresenta

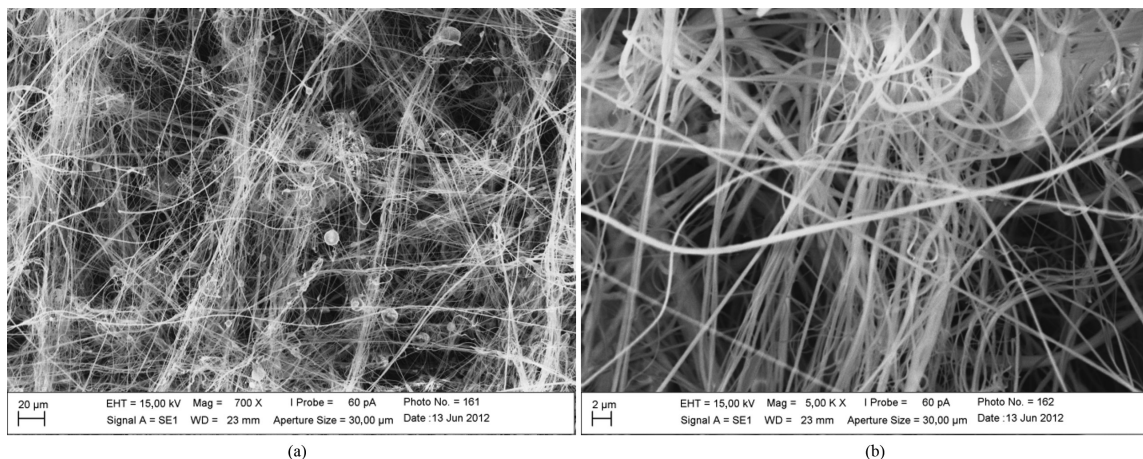


Figura 6. Morfologia das nanofibras de PVC produzidas nas seguintes condições: injeção de 120 µl/min, pressão de 40 psi e distância de protrusão de 2 mm.

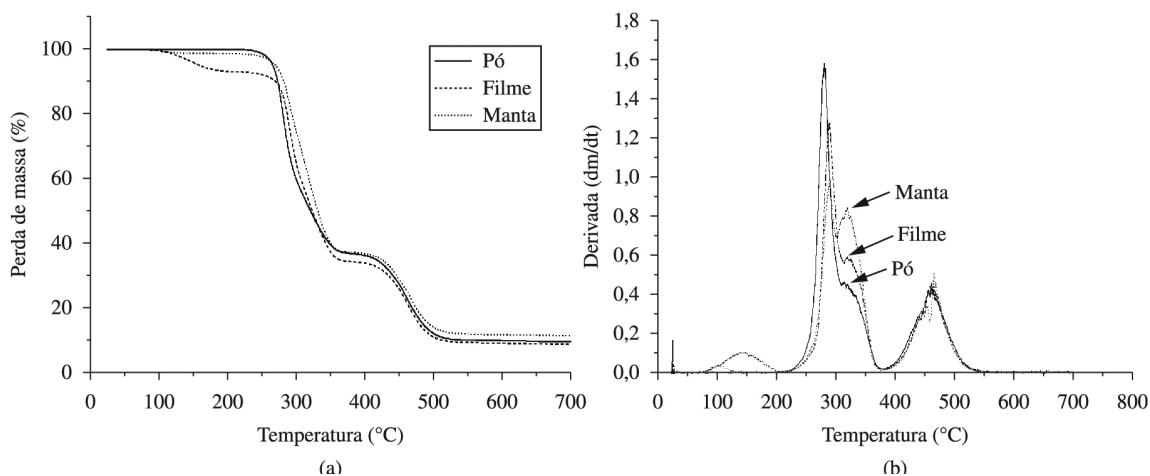


Figura 7. Curvas de TG(a) e DTG(b) para o pó, filme e manta nanofibrosa de PVC.

Tabela 1. Temperaturas em que ocorrem os eventos de degradação térmica do PVC e as porcentagens de suas massas residuais.

	T_{onset}	Evaporação do solvente		1º Evento		2º Evento		Massa residual
Pó	257°C	-		189-381°C	63,13%	381-570°C	26,76%	10,11%
Filme	266°C	59-214°C	6,86%	214-381°C	58,88%	381-555°C	25,11%	9,32%
Manta	270°C	± 100°C	1,25%	198-381°C	61,45%	381-565°C	25,3%	11,80%

quatro picos mais pronunciados. O primeiro pico atribui-se à desidrocloração do polímero, o segundo pico à formação de hidrocarbonetos aromáticos, o terceiro pico à reticulação do polímero e o quarto pico à pirólise^[13-15].

As temperaturas de início da degradação (T_{ONSET}) tiveram uma variação relativamente pequena, apenas de 13°C no máximo que se atribui à presença de solvente residual. Devido a presença do solvente nas amostras do filme e da manta do PVC a temperatura de degradação térmica pode ter se iniciado mais tardiamente. A evaporação do solvente é identificada como um pequeno pico próximo à temperatura de 100°C. Como pode ser visto na Figura 7 e na Tabela 1, a quantidade de solvente presente na manta de nanofibras é bem pequena. Além disso, as temperaturas em que os eventos térmicos ocorreram foram próximas, assim como os valores de perda de massa.

Portanto, como também foi visto em outros estudos^[11,12] o tipo do processo que o PVC sofre não tem forte influência no início de sua degradação térmica, ou seja, a técnica de fiação por sopros em solução não acelera o processo de degradação térmica da manta de PVC. A única variação pronunciada está na produção de hidrocarbonetos aromáticos que é mais acentuada na manta e também no aumento do seu teor de reticulação.

As análises por DSC (Figura 8) mostram que as temperaturas de transição vítrea (T_g) para o pó, o filme e manta de nanofibras encontram-se em torno de 80°C, sugerindo que a transição vítrea do PVC não foi influenciada pelo tipo de processamento empregado. Além disso, as curvas de DSC mostram uma faixa endotérmica na região entre 170 e 240°C, correspondente ao processo de fusão de cristais pequenos e imperfeitos do PVC,^[16] que é um polímero com

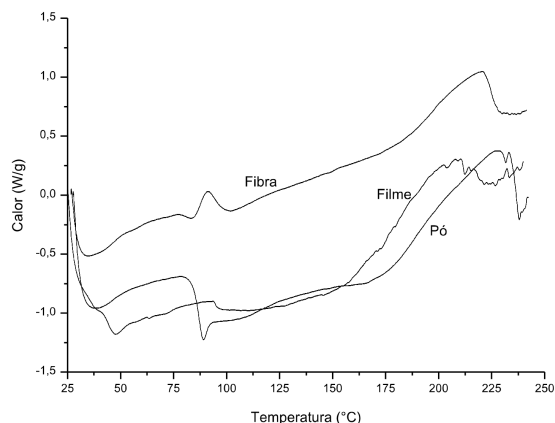


Figura 8. Curvas de DSC para o PVC na forma de pó, fibra e filme.

pouquíssima cristalinidade. O grau de cristalização máximo do PVC comercial encontra-se em torno de 10%^[17]. Com base nestas informações e nas curvas obtidas, pode-se sugerir que as fibras de PVC produzidas não tiveram sua cristalinidade aumentada pelo processo de SBS.

A maioria dos *grades* de PVC usados comercialmente é essencialmente amorfa ou de baixa cristalinidade^[17,18]. Além disso, a alta volatilidade do THF faz com que as fibras se solidifiquem mais rapidamente, logo quando saem da matriz de fiação, não havendo tempo nem cristalizabilidade suficientes para que as cadeias se organizem sob estiramento devido à pressão de fiação, à maneira que essas alcançam o coletor. O mesmo comportamento já foi observado em outros estudos envolvendo a produção de nanofibras para polímeros como PHB, PVOH, PLA e PA6^[19,20].

4. Conclusões

Com o presente trabalho foi possível produzir micro e nanofibras de PVC pela técnica de fiação por sopro em solução com diâmetros médios comparáveis às fibras produzidas por eletrofiação. A morfologia das fibras é controlada através do balanço entre as variáveis de processamento, sendo a concentração da solução a variável experimental que tem maior influência no diâmetro médio das fibras. As caracterizações realizadas por TG e DSC mostraram que a degradação térmica do PVC não é acelerada pelo processo de produção das nanofibras. Além disso, a temperatura de transição vítrea não teve nenhuma alteração significativa quando comparados os filmes com as fibras obtidas. O estudo da cristalinidade revelou que as nanofibras não apresentam grau de cristalinidade maior, como era esperando, pois a cristalização é influenciada pelo processamento.

5. Referências

- Poole, C. P. Jr, & Owens, F. J. (2003). *Introduction to nanotechnology*. New York: Wiley-Interscience.
- Durán, N., Mattoso, L. H. C., & Morais, P. C. (2006). *Nanotecnologia*. São Paulo: Artliber Editora.
- Mattoso, L. H. C., Ribeiro, C., Medeiros, E. S., Picciani, P. H. S., Paula, G. F., Oliveira, J. E., & Costa, R. G. F. (2012). Eletrofiação de polímeros em solução. Parte I: fundamentação teórica. *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, **22**(2), 170-177. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-14282012005000026>.
- Mattoso, L. H. C., Ribeiro, C., Medeiros, E. S., Picciani, P. H. S., Paula, G. F., Oliveira, J. E., & Costa, R. G. F. (2012). Eletrofiação de polímeros em solução. Parte II: aplicações e perspectivas. *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, **22**(2), 178-185. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-14282012005000018>.
- Greiner, A., & Wendorff, J. H. (2007). Electrospinning: a fascinating method for the preparation of ultrathin fibers. *Angewandte Chemie International Edition*, **46**(30), 5670-5703. <http://dx.doi.org/10.1002/anie.200604646>. PMID:17585397
- Medeiros, E. S., Glenn, G. M., Klamczynski, A. P., Orts, W. J., & Mattoso, L. H. C. (2009). Solution blow spinning: A new method to produce micro- and nanofibers from polymer solutions. *Journal of Applied Polymer Science*, **113**(4), 2322-2330. <http://dx.doi.org/10.1002/app.30275>.
- Oliveira, J. E., Moraes, E. A., Marconini, J. M., Mattoso, L. H. C., Glenn, G. M., & Medeiros, E. S. (2013). Properties of poly(lactic acid) and poly(ethylene oxide) solvent polymer mixtures and nanofibers made by solution blow spinning. *Journal of Applied Polymer Science*, **129**(6), 3672-3681. <http://dx.doi.org/10.1002/app.39061>.
- Oliveira, J. E., Medeiros, E. S., Cardozo, L., Voll, F., Madureira, E. H., Mattoso, L. H. C., & Assis, O. B. G. (2013). Development of poly(lactic acid) nanostructured membranes for the controlled delivery of progesterone to livestock animals. *Materials Science and Engineering C*, **33**(2), 844-849. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msec.2012.10.032>. PMID:25427496
- Oliveira, J. E., Mattoso, L. H. C., Orts, W. J. & Medeiros, E. S. (2013). Structural and morphological characterization of micro and nanofibers produced by electrospinning and solution blow spinning: a comparative study. *Advances in Materials Science and Engineering*, **2013**, 1-14. <http://dx.doi.org/10.1155/2013/409572>.
- Rodolfo, A. Jr, & Mei, L. H. I. (2007). Mecanismos de degradação e estabilização térmica do PVC. *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, **17**(3), 263-275. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-14282007000300018>.
- Carrizales, C., Pelfrey, S., Rincon, R., Eubanks, T. M., Kuang, A., McClure, M. J., Bowlin, G. L., & Macossay, J. (2008). Thermal and mechanical properties of electrospun PMMA, PVC, Nylon 6, and Nylon 6,6. *Polymers for Advanced Technologies*, **19**(2), 124-130. <http://dx.doi.org/10.1002/pat.981>.
- Lee, K. H., Kim, H. Y., Min, L. A. Y., Lee, D. R., & Sung, N. H. (2002). Influence of a mixing solvent with tetrahydrofuran and N,N-dimethylformamide on electrospun poly(vinyl chloride) nonwoven mats. *Journal of Polymer Science. Part B, Polymer Physics*, **40**(19), 2259-2268. <http://dx.doi.org/10.1002/polb.10293>.
- De Paoli, M.-A. (2009). *Degradação e estabilização de polímeros*. São Paulo: Artliber Editora.
- Carpio, D. C. F. D. (2009). *Degradação físico-química do PVC causada por derivados de petróleo* [Dissertação de mestrado]. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro.
- Pita, V. J. R. R., & Monteiro, E. E. C. (1996). Estudos térmicos de misturas PVC/plastificantes: caracterização por DSC e TG. *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, **6**(1), 50-56. Retrieved from <http://www.revistapolimeros.org.br/files/v6n1/v6n1a05.pdf>
- Alves, J. P. D., & Rodolfo, A. Jr (2006). Análise do processo de gelificação de resinas e compostos de PVC suspensão. *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, **16**(2), 165-173. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-14282006000200018>.
- Brydson, J. A. (1999). *Plastics materials*. Oxford: Butterworth-Heinemann.

18. Titow, W. V. (1986). *PVC technology*, 4th ed. New York: Elsevier.
19. Guerrini, L. M., Branciforti, M. C., Bretas, R. E. S., & Oliveira, M. P. (2006). Eletrofiação do Poli(álcool vinílico) Via Solução Aquosa. *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, **16**(4), 286-293. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-14282006000400007>.
20. Oliveira, J. E., Moraes, E. A., Costa, R. G. F., Afonso, A. S., Mattoso, L. H. C., Orts, W. J., & Medeiros, E. S. (2011). Nano and submicrometric fibers of poly(D,L-lactide) obtained by solution blow spinning: Process and solution variables. *Journal of Applied Polymer Science*, **122**(5), 3396-3405. <http://dx.doi.org/10.1002/app.34410>.

Enviado: Jun. 13, 2014

Revisado: Set. 28, 2014

Aceito: Jan. 07, 2015