

# Propiedades Eléctricas en Membranas de Complejos Electrolitos Poliméricos PVA-OH/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/PEG<sub>400</sub>

Edgar Arbey Villegas, José Humberto Castillo  
Programa de Física, Universidad del Quindío, Colombia

Paulo Roberto Bueno  
Instituto de Química, Departamento de Físico-Química, Universidade Estadual Paulista, Brazil

**Resumen:** Electrolitos poliméricos conductores de iones de litio, basados en alcohol de polivinilo (PVA-OH) complejoado con la sal Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y diferentes relaciones de porcentaje en peso de plastificante PEG<sub>400</sub> fueron preparados por la técnica de solución utilizando agua desionizada como disolvente. El estudio FTIR confirma la formación del complejo polímero-sal. Las curvas de descomposición térmica obtenidas por termogravimetría (TGA) muestran que la estabilidad térmica de los electrolitos depende del porcentaje de plastificante. Un proceso de relajación es visible en el formalismo del módulo eléctrico, asociado con la dinámica de la transición vítrea, relajación- $\alpha$ . El máximo de cada pico se desplaza a frecuencias más altas cuando aumenta el plastificante, debido a una mejora de la movilidad dipolar en el origen de los movimientos cooperativos. La dependencia de la parte real de la conductividad eléctrica como función de la frecuencia exhibe una ley de potencias, esta variación es ajustada a la expresión Jonscher.

**Palabras-clave:** Relajación dieléctrica, conductividad iónica, transición vítrea, baterías de ion litio.

## Electrical Properties of Membranes Made with Polymer Electrolyte Complexes PVA-OH/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/PEG<sub>400</sub>

**Abstract:** Lithium ion conducting polymer electrolytes based on polyvinyl Alcohol (PVA-OH) complexed with salt Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> and different weight percent ratios of PEG<sub>400</sub> plasticizer have been prepared by solution cast technique using deionized water as solvent. The thermogravimetric analysis (TGA) showed that the thermal stability of the materials depended on the plasticizer content. The FTIR study confirmed the polymer-salt complex formation. The modulus spectra indicated the non-Debye nature of the material; a dominant relaxation process is visible being associated with the dynamic glass transition, relaxation- $\alpha$ . The maximum of each peak is shifted to higher frequencies as the plasticizer increases due to an enhancement of dipolar mobility in the origin of cooperative motions. A power law frequency dependence of the real part of the electrical conductivity is observed, which is characteristic of the effects of ion-ion and/or ion-chain correlations in ion motion. This variation is well fitted to a Jonscher's expression.

**Keywords:** Electrical relaxation, ionic conductivity, glass transition, lithium ion batteries.

### Introducción

Durante muchos años la batería de níquel cadmio fue la única opción para aplicaciones portátiles como teléfonos móviles, ordenadores, aeromodelos, etc<sup>[1-3]</sup>. En 1990 aparecieron las baterías de níquel-metal-hidruro e ion-litio, ofreciendo mayores capacidades y menores pesos. Ambas tecnologías reclaman su superioridad sobre la otra, pero últimamente se ha hecho patente que las baterías de Ion-Litio han ganado la carrera. Por otra parte la batería de polímero de litio también conocida como lipo, se diferencia del resto de las baterías por el electrolito usado<sup>[4,5]</sup>. El diseño original data de los años 70 usando un polímero sólido como electrolito. Este electrolito se ensamblaba en un recipiente plástico que no conducía la electricidad, y que impedía el paso de electrones<sup>[3]</sup>. El polímero sólido ofrece ventajas de fabricación, permitiendo alcanzar grosores de 1 milímetro, lo que permite crear baterías con el espesor de una tarjeta de crédito. Desafortunadamente

el polímero sólido sufre de baja conductividad debido a la alta resistencia interna, por lo que no puede ofrecer la suficiente capacidad de descarga, además de aumentar su temperatura hasta cerca de 60 °C, lo que la hace inviable para ciertas aplicaciones. Este trabajo está dirigido como una de las soluciones a este problema, para lo cual se añade un plastificante, a electrolitos poliméricos basados en una matriz polimérica con sales de litio inmersas, de tipo (PVA-OH)<sub>x</sub>.Li-sal. Los polímeros de simples poliéteres tienen una amplia ventana de estabilidad electroquímica hasta 4 V y buena compatibilidad con Li-metal lo que lleva a que las baterías poliméricas tengan altas densidades energéticas<sup>[1-5]</sup>. Para optimizar y poder usar estos materiales en nuevas aplicaciones se requiere entender mejor su estructura, estabilidad térmica y propiedades dieléctricas, es por ello que en este trabajo se investiga el comportamiento dieléctrico de estos electrolitos poliméricos.

## Procedimiento Experimental / Metodología

### Reactivos

Se utiliza como matriz polimérica, el alcohol polivinílico hidrolizado PVA-OH, (PM: 145000 g/mol y 99,99% de pureza, Merck), el sulfato de litio Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (PM: 109,94 g/mol y 99,9% de pureza, Aldrich) es usado como fuente iónica, polietilenglicol 400 (PEG<sub>400</sub>, Merck) como agente plastificante y agua desionizada como solvente común.

### Preparación

La relación en masa de PVA y Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> es calculada basándose en la fracción molar de [O]:[Li+], donde [O] representa el número de moles de átomos de oxígeno presentes en las unidades vinílicas del polímero y [Li+] representa el número de moles de átomos de litio en la sal. Se prepararon diferentes muestras de solución electrolítica tomando como constante la relación entre el polímero base y sal alcalina, [O]:[Li+] 6:1, y variando la concentración de plastificante en relación a la masa del polímero base desde una solución sin plastificante hasta una concentración de hasta 15% w/w en PEG<sub>400</sub>. Para realizar las películas poliméricas se utiliza la técnica estándar de moldeamiento con solventes, donde la solución electrolítica se agita magnéticamente a temperatura de 373 K y durante 24 horas, en un reactor de pyrex provisto de tres entradas. Sobre la entrada central se monta un condensador para mantener constante la cantidad de solvente utilizado, una de las bocas laterales es la entrada de nitrógeno, para mantener una atmósfera inerte en todo el proceso, y sobre la otra entrada lateral se monta el sensor de temperatura. Finalmente la solución electrolítica obtenida es depositada en cajas petri y llevadas a un secador que se mantiene a temperatura ambiente y con atmósfera inerte de nitrógeno. El espesor final de las membranas poliméricas obtenidas es de 0,17 a 0,35 mm.

### Técnicas de caracterización

El registro de la masa como función de la temperatura de las membranas obtenidas, se realiza a una velocidad de calentamiento de 10 K/min en atmósfera inerte de nitrógeno, en el equipo NETZSCH modelo TG 209 F1 IRIS acoplado a un baño termostático marca JULABO modelo F25. Los espectros de absorción en el infrarrojo medio (FTIR) de las membranas poliméricas, se realizan en el espectrómetro Shimadzu-8000. Las medidas eléctricas se realizan con el equipo HIOKI 3532-50 LCR Hitester, para un rango de frecuencia 42Hz - 5MHz, acoplado a una celda con electrodos de acero en forma de platos paralelos y 0,78 cm<sup>2</sup> de área. Todos los barridos se realizaron bajo atmósfera normal en ambiente cerrado, a intervalos de temperatura de 10 K entre 303 a 423 K.

La parte real de la conductividad eléctrica,

$$\sigma'(\omega) = (d/A)G(\omega) \quad (1)$$

es obtenida desde los datos de admitancia

$$Y(\omega) = Z^{-1}(\omega) = G(\omega) + i \omega C(\omega) \quad (2)$$

donde  $\omega = 2\pi f / \text{Hz}$  es la frecuencia angular,  $i = \sqrt{-1}$ ,  $G$  y  $C$ , la conductancia y la capacitancia en paralelo, respectivamente.

En términos de los datos de impedancia,

$$\sigma'(\omega) = (d/A)G(\omega) = \frac{d}{A} \frac{Z'}{Z'^2 + Z''^2} \quad (3)$$

Similarmente, el módulo eléctrico como función de la frecuencia es obtenido desde,

$$M'' = \omega C_0 Z' \quad (4)$$

donde  $C_0$  es la capacitancia en el vacío. Para un capacitor de placas paralelas  $C_0$  esta definido por el área de la sección transversal,  $A$ , y la longitud,  $d$ , de la celda:

$$C_0 = \epsilon_0(A/d) \quad (5)$$

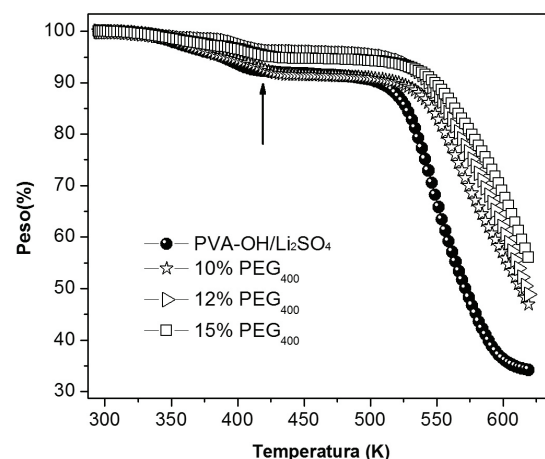
$\epsilon_0$  es la permitividad del espacio libre.

## Resultados y Discusión

### Análisis termogravimétrico

Los termogramas obtenidos para el sistema polimérico PVA-OH/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/PEG<sub>400</sub> se muestran en la Figura 1. Para temperaturas inferiores a 373 K, se observa para todas las membranas obtenidas una primera fase de descomposición térmica mínima de alrededor del 2%, que obedece a la remoción de humedad y/o moléculas de agua a partir de la matriz del material.

La segunda fase de descomposición presente alrededor de 423 K, corresponde a la salida de agua constitucional y la eliminación de las moléculas del dopante, donde es posible que tengan lugar reacciones de entrecruzamiento o crosslinking en la matriz del PVA-OH. Los termogramas correspondientes al electrolito polimérico sin plastificante y con bajo porcentaje de plastificante (10% de PEG<sub>400</sub>), presentan una disminución de peso de alrededor de 10%, mientras que las muestras plastificadas en mayor proporción pierden menor cantidad de peso, debido al efecto de solvatación adicional que provee el aumento de la concentración del agente plastificante sobre la sal



**Figura 1.** Curvas TG para el sistema PVA-OH/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y sistema PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/X%PEG<sub>400</sub> con X=10%; 12% y 15%, en un rango de temperaturas desde 300K hasta 640K.

alcalina presente en las membranas, pues las cadenas más pequeñas del Polietilenglicol, facilitan la disociación de los iones litio y sulfato<sup>[6,7]</sup>, evitando hasta cierto punto la formación de núcleos cristalinos de sal que absorben agua. Finalmente para temperaturas alrededor de 513K se observa una tercera fase de pérdida de masa abrupta en todas las muestras, asociado a la descomposición tanto de la matriz como del polímero conductor iónico plastificado, predominando la degradación térmica del PVA-OH; la marcada pérdida másica experimentada por los materiales compuestos, representa la descomposición conjunta tanto del polímero como de la matriz unida a la remoción de las moléculas del dopante y del plastificante, lo que significa que el material conductor iónico plastificado es, en cierto grado, térmicamente más estable que sus contraparte sin plastificante, razón por la cual se observa que las membranas plastificadas comienzan a degradarse a temperaturas más altas y presentan menor masa degradada al incrementar el porcentaje de plastificante, evidenciando una mejoría en la estabilidad térmica a medida que se eleva la concentración de PEG<sub>400</sub>.

### Caracterización óptica

Los espectros FTIR del Sulfato de Litio puro, sistema patrón PVA-OH/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y sistema electrolito plastificado PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/X%PEG<sub>400</sub> son mostrados en la Figura 2. Los picos de transmitancia observados a 1430 cm<sup>-1</sup> y 1336 cm<sup>-1</sup> son asignados a vibraciones del grupo funcional CH<sub>2</sub> y enlaces C-OH respectivamente. Las frecuencias de vibración a 1254 cm<sup>-1</sup> y 1736 cm<sup>-1</sup>, corresponden a enlaces de tipo C-O-C y C=O de grupos acetato lo cual es la parte residual del PVA-OH. Los picos ubicados en los números de onda de 2912 cm<sup>-1</sup>, 2944 cm<sup>-1</sup> y 850 cm<sup>-1</sup> se atribuyen a extensiones simétricas, extensiones asimétricas y balanceos del grupo C-H respectivamente. Se puede observar que en relación con la sal, para el sistema electrolito polimérico los picos correspondientes a altas frecuencias aproximadamente de número de onda a 1500 cm<sup>-1</sup> a 700 cm<sup>-1</sup> correspondientes a los grupos CH<sub>2</sub> y C-OH se solapan de manera significativa al incrementar el porcentaje de plastificante, indicando mayor interacción del polímero con la sal. Esta perturbación del grupo carbonilo se debe a la presencia de la sal de litio y surge de la coordinación del catión Litio con el oxígeno del grupo carbonilo.

### Caracterización eléctrica

En la Figura 3 se presenta el diagrama de Nyquist comparativo entre el sistema patrón PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y el sistema plastificado PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/X%PEG<sub>400</sub> obtenido a temperatura ambiente. Las curvas con símbolos corresponden a los datos experimentales, mientras que la línea continua corresponde al ajuste realizado con el circuito equivalente mostrado en la parte superior de la figura, utilizando el software especializado para análisis de impedancias ZView2 version 2,90 Scribner Associates, Inc.

En esta temperatura el espectro típico consiste de un semicírculo no-ideal a altas frecuencias, cuyo centro está desplazado bajo el eje real, debido a la respuesta de volumen de la muestra, característico

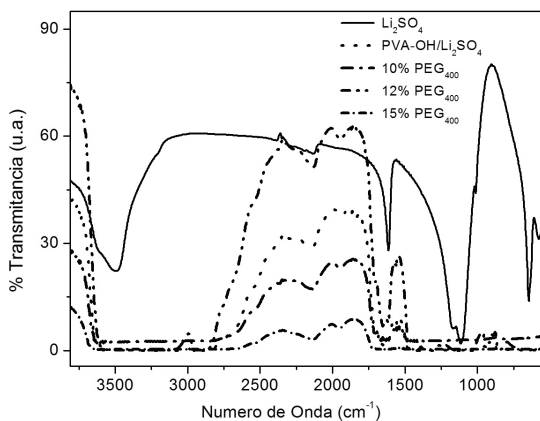


Figura 2. Espectros de FTIR correspondientes a los sistemas: Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, PVA-OH/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y electrolito plastificado.

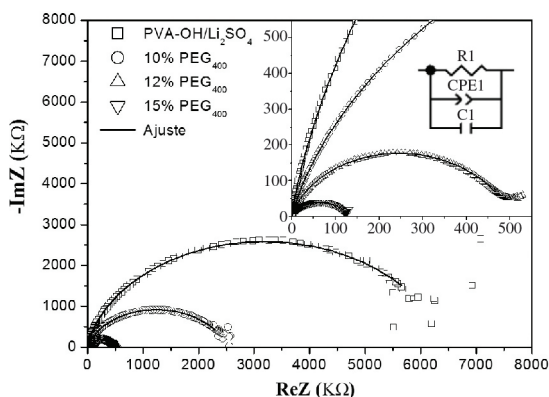


Figura 3. Diagrama de Nyquist para los sistemas PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/X%PEG<sub>400</sub>, con X=10%,12% y 15%, obtenidos a temperatura ambiente.

de una relajación tipo no-Debye y relacionado con el movimiento de cadenas poliméricas y/o iones salinos coordinados con los oxígenos de cadenas del polímero<sup>[8]</sup>. El comportamiento lineal a baja frecuencia originado por la imposibilidad de penetración de los iones al interior del electrodo, se resuelve para membranas con alto porcentaje de plastificante, de igual forma se encuentra una gran disminución en la resistencia que provee la adición del plastificante, evidenciando su efecto en el aumento de la fase amorfa, la movilidad y flexibilidad de las cadenas poliméricas y la relajación de los portadores de carga debido a su efecto de solvatación para los iones Li<sup>+</sup><sup>[8,9]</sup>. Los valores de ajuste mediante el circuito equivalente indican que R1 disminuye de manera gradual y significativa con el incremento del porcentaje de plastificante, desde un valor de 6.51 E6 Ω para la muestra sin plastificar, hasta 1.30E5 Ω para la muestra con mayor porcentaje de plastificante, debido a que las cadenas se mueven con gran facilidad en un medio más viscoso y con mayor volumen libre. Los valores del capacitor C1 obtenidos, se mantienen casi inalterables para todas las membranas, siendo del orden de los picofaradios. El valor del parámetro P del condensador universal de Jonscher mide la asimetría del semicírculo y está relacionado con fenómenos de correlación de los portadores de carga. Se encuentra valores de entre 0,77 y 0,47.

En la Tabla 1 se muestra el valor de los parámetros obtenidos mediante el ajuste con circuitos equivalentes.

La Figura 4a muestra la parte real de la conductividad versus la frecuencia angular, para los sistemas PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/X%PEG<sub>400</sub>, con X=10%,12% y 15%, obtenidos a temperatura ambiente. Las líneas sólidas son curvas de ajuste a los datos experimentales mediante la ley universal de potencia empírica de Jonscher<sup>[8,10]</sup>,

$$\sigma' - \sigma_0 = \Delta\sigma = \sigma_0 \left[ \left( \frac{\omega}{\omega_p} \right)^n \right] + A\omega \quad (6)$$

Donde  $\sigma_0$  es la conductividad-dc, y  $\omega_p/2\pi$  es la frecuencia de relajación o frecuencia de cruce,  $f_p$ , el término real que depende linealmente con la frecuencia se añade para tener mejores ajustes de las curvas experimentales en el formalismo de la conductividad. La dependencia lineal con la frecuencia, se resuelve en un rango más amplio de frecuencia para las muestra con menor porcentaje de plastificante y corresponde al régimen de pérdidas constante observado en materiales dieléctricos a baja temperatura. El parámetro de ajuste A toma valores muy pequeños del orden de 10<sup>-14</sup>, el cual dentro del error experimental no depende de la concentración de plastificante. Por otra parte se observa una región plana a bajas frecuencias, la cual corresponde a la conductividad-dc o de volumen del material,  $\sigma_0$ <sup>[8-13]</sup>. La región plana y los valores de  $\sigma_0$  aumentan, cuando el porcentaje de plastificante es incrementado, evidenciando que el movimiento de iones puede ser favorecido por el movimiento a gran-escala de las cadenas del polímero, debido al aumento de fase amorfa del polímero al

incrementar el plastificante. Para la temperatura ambiente  $\sigma'(\omega)$  incrementa con el incremento de la frecuencia después de la frecuencia de cruce característica,  $\omega_p$ . Se observa un comportamiento potencial correspondiente a la respuesta ac, la cual se describe por el parámetro n que caracteriza el comportamiento dispersivo de la conductividad a alta frecuencia y se encuentra relacionado con la correlación entre los sitios de coordinación de las cadenas principales del polímero y los iones móviles del sistema vítreo<sup>[9,10]</sup>. Los valores que toma el parámetro n son de 0,40 0,49 0,52 y 0,68, aumentando respectivamente al incrementar el porcentaje de plastificante.

La Figura 4b muestra las curvas de la parte imaginaria del módulo eléctrico, las líneas continuas representan el ajuste a los datos experimentales mediante la siguiente relación,

$$M''(\omega) = M_\infty \left[ 1 - \int_0^\infty \frac{d\phi(t)}{dt} \exp(-i\omega t) dt \right] \quad (7)$$

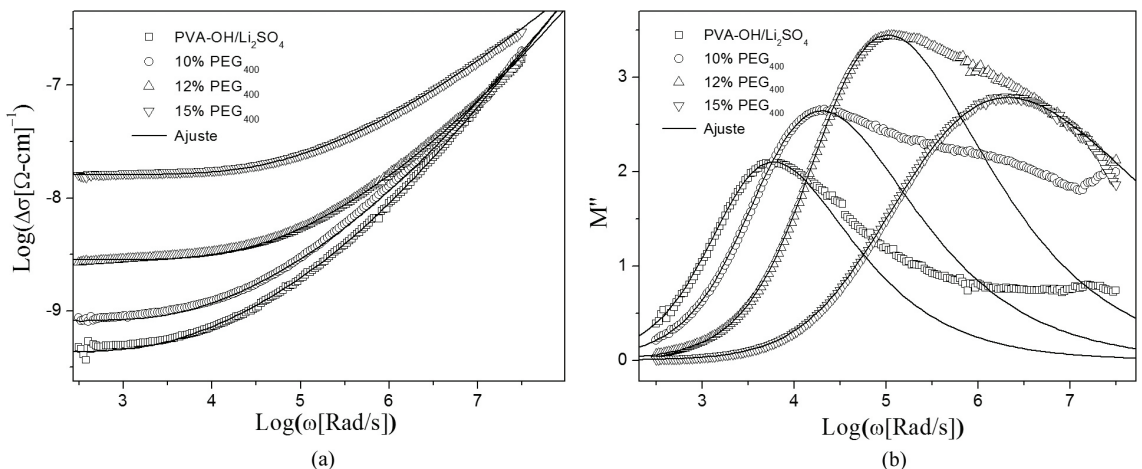
Donde  $M''(\omega)$  es el módulo eléctrico y  $M_\infty$  representa el valor de su parte real a altas frecuencias. En el proceso de ajuste se utiliza la función no-exponencial Kohlrausch-Williams-Watts (KWW),

$$\phi(t) = \exp\left(-\left(\frac{t}{\tau}\right)^\beta\right) \quad (8)$$

El espectro de  $M''(\omega)$  muestra un pico de relajación pronunciado, correspondiente a la relajación- $\alpha$ , usualmente conectada con la transición vítrea, esto es con movimientos moleculares de gran-escala de las cadenas principales y secundarias del polímero con un grado de cooperatividad<sup>[14,15]</sup>. Este pico de relajación

**Tabla 1.** Valores de los parámetros obtenidos mediante el circuito equivalente para el sistema patrón y plastificado a temperatura ambiente.

| Sistema   | R1( $\Omega$ ) $\pm$ 0,01 | CPEP $\pm$ 0,01 | C1(pF) $\pm$ 0,01 |
|---|---------------------------|-----------------|-------------------|
| PVA-OH/Li <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>                        | 6,51 E6                   | 0,77            | 1,90              |
| PVA-OH/Li <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> /10%PEG <sub>400</sub> | 2,52 E6                   | 0,47            | 1,42              |
| PVA-OH/Li <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> /12%PEG <sub>400</sub> | 508,72E5                  | 0,70            | 1,91              |
| PVA-OH/Li <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> /15%PEG <sub>400</sub> | 1,30E5                    | 0,60            | 1,74              |



**Figura 4.** (a) Parte real de la Conductividad  $\sigma'(\omega)$ , y parte imaginaria del módulo eléctrico (b) para el sistema patrón PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y el sistema plastificado PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/X%PEG<sub>400</sub>, con X= 10%,12% y 15%, obtenidos a temperatura ambiente.

puede encontrar una aceptable interpretación bajo la luz de la teoría de volumen libre propuesta por Fox y Flory<sup>[16]</sup>. Se observa que los valores de  $M''_{max}$  aumentan notablemente al incrementar el porcentaje de plastificante y la posición del pico con la frecuencia se desplaza hacia la región de altas frecuencias. La frecuencia de relajación de la conductividad  $\omega p$  corresponde a la de  $M''_{max}$ , dando el tiempo de relajación más probable para la conductividad mediante la condición  $\omega p \tau p = 1$ <sup>[8-10]</sup>. El parámetro  $\beta$ , toma los valores de 0,60 0,51 0,48 y 0,32 disminuyendo progresivamente al incrementar el porcentaje de plastificante. Estos valores de  $\beta$  claramente indican que la relajación es altamente no-exponencial para esta temperatura. El ajuste de las curvas teóricas mediante la Ecuación 8, para altas frecuencias se aleja de las obtenidas experimentalmente, lo cual puede estar asociado a la presencia del término lineal con la frecuencia en la ecuación de Jonscher, indicando una importante contribución de la región de pérdidas planas a la conductividad, para muestras con bajo porcentaje de plastificante.

La conductividad dc de las muestras, se encuentra utilizando la ecuación

$$\sigma_0 = d/RA \tag{9}$$

donde  $A$  es el área de los electrodos,  $d$  el espesor de las muestras y  $R$  el valor de la resistencia obtenida mediante el ajuste con el circuito equivalente en los diagramas de Nyquist.

La Figura 5, muestra la dependencia con el inverso de la temperatura de la conductividad-dc en escala logarítmica, para el sistema patrón PVA-OH=Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y el sistema polimérico plastificado. Se puede observar que  $\sigma_0(T)$ , para el rango de temperatura entre 303 y 373 K, presentan un comportamiento activado que obedece la relación VTF característico de sistemas con alto contenido de fase amorfa<sup>[17]</sup>,

$$\sigma_0(T) = \frac{A}{\sqrt{T}} e^{\left(\frac{-B}{k_B(T-T_0)}\right)} \tag{10}$$

donde  $A$  y  $B$  son constantes relacionadas con la densidad de portadores de carga y la pseudo-energía de activación, respectivamente.  $T$  es la temperatura absoluta y  $T_0$  es una temperatura característica relacionada con la temperatura de transición vítrea,  $T_g$ <sup>[14,15,18]</sup>. Las líneas sólidas en la Figura 5, muestra la curva de ajuste VTF obtenida por métodos no-lineales de mínimos cuadrados, los datos del ajuste se reportan en la Tabla 2.

El parámetro de ajuste  $T_0$  es de  $273.02 \pm 0.01$  K para la muestra dopada únicamente con la sal de litio y disminuye progresivamente hasta  $212.45 \pm 0.01$  K al incrementar el porcentaje de plastificante, evidenciando mayor grado de parte amorfa. El valor del parámetro  $B$  oscila alrededor de  $0,38 \pm 0,01$  a  $0,78 \pm 0,01$ . La plastificación del electrolito polimérico afecta fuertemente la conductividad del sistema a temperatura ambiente, con valores a temperatura ambiente del orden de  $3,92 \times 10^{-8}$  ( $\Omega\text{cm}$ )<sup>-1</sup>, para la muestra sin plastificar y de  $3,10 \times 10^{-6}$  ( $\Omega\text{cm}$ )<sup>-1</sup>, para la muestra con 15% de plastificante. Para temperaturas superiores a 373 K, los electrolitos poliméricos obtenidos no presentan un comportamiento regular, debido a que

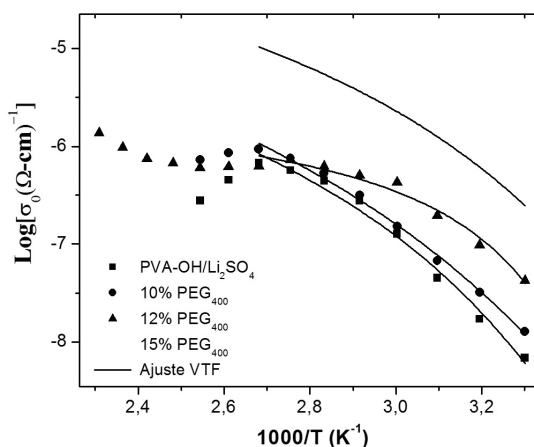


Figura 5. Diagramas VTF de la dependencia con la temperatura de la conductividad-dc ( $\sigma_0$ ), para el sistema patrón PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y el sistema plastificado PVA/Li<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/X%PEG<sub>400</sub>.

Tabla 2. Parámetros de ajuste obtenidos mediante el modelo VTF

| Concentración de plastificante PEG <sub>400</sub> | Parámetro B ±0.01 | Temperatura T0 (K) ±0.01 |
|---|-------------------|--------------------------|
| 0%  | 0,38              | 273.02                   |
| 10%   | 0,43              | 235.21                   |
| 12%   | 0,63              | 227.12                   |
| 15%   | 0,78              | 212.45                   |

en esta región de temperatura las membranas no son estables térmicamente, ya que se encuentra una pérdida de peso del orden del 10% y que depende del porcentaje de plastificante.

### Conclusiones

Medidas de TGA confirman que las membranas poliméricas tienen mayor estabilidad térmica al incrementar el contenido de plastificante. Los espectros de infrarrojo comparativos entre la muestra patrón y las muestras plastificadas, se observan notables ensanchamientos debido a la superposición y acoplamiento de las diversas señales, evidenciando la formación de un complejo polímero-sal y el enmarañamiento de las cadenas del plastificante con las cadenas del polímero patrón. Las membranas formadas presentan un proceso de relajación- $\alpha$ , evidenciado en el formalismo del módulo eléctrico, los valores de  $M''_{max}$  aumentan y se desplaza hacia la región de altas frecuencias al incrementar el porcentaje de plastificante. A temperatura ambiente la conductividad dc, presenta un valor de  $3,10 \times 10^{-6}$  ( $\Omega\text{cm}$ )<sup>-1</sup>, para la muestra con más alto porcentaje de plastificante, siendo dos órdenes de magnitud superior a la muestra dopada únicamente con sal y logrando el objetivo principal de aumentar la conductividad eléctrica para que el material tenga futuras aplicaciones tecnológicas en la fabricación de baterías de ión Litio.

## Referencias

1. Gray, F. & Armand, M. - "Polymer Electrolytes", in: Energy Storage Systems for Electronics, T. Osaka, M. Datta (eds.), p.351-406, Gordon and Breach Science Publishers, Amsterdam (2000).
2. Fergus, J. W. - J. Power Sources, **195**, p.4554 (2010). <http://dx.doi.org/10.1016/j.jpowsour.2010.01.076>
3. Van Schalkwijk, W. & Scrosati, B. (eds.) - "Advances in Lithium-ion Batteries", Kluwer Academic/Plenum, Boston (2004).
4. Scrosati, B. & Garche, J. - J. Power Sources, **195**, p.2419 (2010). <http://dx.doi.org/10.1016/j.jpowsour.2009.11.048>
5. Basic Research Needs - "Report of the Basic Energy Sciences Workshop on Electrical Energy Storage", Washington (2007).
6. Miller-Chou, B. A. & Koenig, J. L. - Prog Polym Sci., **28**, p.1223 (2003). [http://dx.doi.org/10.1016/S0079-6700\(03\)00045-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0079-6700(03)00045-5)
7. Li, Y.; Wang, J.; Tang, J.; Liu, Y. & He, Y. - J Power Sources, **187**, p.305 (2009). <http://dx.doi.org/10.1016/j.jpowsour.2008.11.126>
8. Jonscher, K. - "Dielectric Relaxation in Solids", Chelsea Dielectric Press, London (1983).
9. Ngai, K. L. - "Universal Patterns Of Relaxations In Complex Correlated Systems", in: Effects of disorder on relaxation processes, R. Richert, A. Blumen (eds.), Springer-Verlag, Berlin (1994).
10. McCrum, N. G.; Read, B. E. & Williams, G. - "Anelastic and dielectric effects in polymer solids", John Wiley and Sons, New York (1967).
11. Sarkar, D.; Maiti, U. N.; Ghosh, C. K. & Chattopadhyay, K. K. - Adv Sci Lett., **6**, p.127 (2012). <http://dx.doi.org/10.1166/asl.2012.2012>
12. Majles Ara, M. H.; Naderi, H.; Mobasheri, A.; Rajabi, M. H.; Malekfar, R. & Koushki, E. - Physica E Low Dimens Syst Nanostruct., **48**, p.124 (2013). <http://dx.doi.org/10.1016/j.physe.2012.11.027>
13. Mozafari, M.; Moztarzadeh, F.; Vashae, D. & Tayebi, L. - Physica E Low Dimens Syst Nanostruct., **47**, p.324 (2013). <http://dx.doi.org/10.1016/j.physe.2012.10.015>
14. Migahed, M. D.; Bakar, N. A.; Abdel-Hamed, M. I.; El-Hanafy, O. & Nimar, M. - J. Appl. Polym. Sci., **59**, p.655 (1996). [http://dx.doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-4628\(19960124\)59:4<655::AID-APP11>3.0.CO;2-P](http://dx.doi.org/10.1002/(SICI)1097-4628(19960124)59:4<655::AID-APP11>3.0.CO;2-P)
15. Abd El-Kader, F. H.; Shehah, A. M.; Abo-Ellil, M. S. & Mahmoud, K. H. - J. Appl. Polym. Sci., **95**, p.1342 (2005). <http://dx.doi.org/10.1002/app.21332>
16. Fox, T. G. & Flory, P. J. - J. Am. Chem. Soc. **70**, p.2784 (1948).
17. Fox, T. G. & Flory, P. J. - J. Appl. Phys. **21**, p.581 (1950). <http://dx.doi.org/10.1063/1.1699711>
18. Roberts, G. E. & White, E. F. T. - "Relaxations In Complex Systems", in: Physics of glassy polymers, R. N. Howard (ed.), Applied Science Publishers, London, p.179 (1973).

Enviado: 08/08/13  
Aceptado: 07/10/13