

# EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA FRACTURA EN HIDROGELES DE DOBLE RED POLIACRILAMIDA-ALGINATO: EFECTO DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN Y LAS CONDICIONES DE INMERSIÓN

M. Martínez<sup>1\*</sup>, A.J. Cano<sup>1</sup>, A. Salazar<sup>1,2</sup>, J. Rodríguez<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Grupo de Durabilidad e Integridad Mecánica de Materiales Estructurales

<sup>2</sup>Instituto de Investigación de Tecnologías para la Sostenibilidad

Escuela Superior de Ciencias Experimentales y Tecnología. Universidad Rey Juan Carlos

C/ Tulipán s/n, 28933 Móstoles-España

\* Persona de contacto: [mario.martinez@urjc.es](mailto:mario.martinez@urjc.es)

## RESUMEN

Los hidrogeles de doble red basados en poliacrilamida–alginato (PAAm–Alg) se han consolidado como materiales altamente deformables y tenaces gracias a la combinación de una red covalente y otra iónica, cuya interacción determina su capacidad de disipación de energía. En este trabajo se estudia de manera sistemática la resistencia a la fractura de estos hidrogeles mediante ensayos *pure shear* realizados en aire e inmersión total en agua, y sometidos a tres velocidades de deformación que abarcan tres órdenes de magnitud (10, 100 y 1000 mm/min). A partir de las curvas fuerza–desplazamiento y de la evaluación de la integral J se construyen las curvas J–R y se determinan los valores críticos  $J_{IC}$ . Los resultados muestran una marcada dependencia con la velocidad de deformación: la resistencia al desgarro aumenta de forma notable al incrementar la velocidad de carga, mientras que las curvas J–R mantienen una forma similar. Por el contrario, el entorno de ensayo apenas afecta al comportamiento a fractura, salvo ligeras diferencias a velocidades intermedias. Este comportamiento indica que la disipación está controlada principalmente por mecanismos viscoelásticos e iónicos intrínsecos a la doble red, mientras que los efectos poroelásticos asociados al transporte de agua resultan secundarios en el rango temporal evaluado. El estudio refuerza el papel crítico de la velocidad en la caracterización y diseño de hidrogeles doble red.

**PALABRAS CLAVE:** hidrogeles de doble red poliacrilamida alginato, curvas J-R, velocidad de ensayo, condiciones de ensayo (aire e inmersión)

## ABSTRACT

Double-network hydrogels composed of polyacrylamide and alginate (PAAm–Alg) are known for their high toughness and deformability, arising from the synergistic interaction between a covalently cross-linked network and an ionically cross-linked sacrificial network. This study systematically examines their fracture behaviour through *pure shear* tests performed in air and full water immersion, using three deformation rates spanning three orders of magnitude (10, 100, and 1000 mm/min). Force–displacement curves and J-integral evaluations were used to construct J–R curves and determine critical values  $J_{IC}$ . The results reveal a strong rate dependence: fracture resistance increases significantly with higher loading speeds, while the overall shape of the J–R curves remains essentially invariant. In contrast, the testing environment has minimal influence on fracture behaviour, with only slight deviations observed at intermediate strain rates. These trends indicate that energy dissipation is governed primarily by viscoelastic contributions of the polyacrylamide network and by the rate-dependent breaking and reforming of ionic bonds within the alginate network. Poroelastic effects associated with water transport play a secondary role under the timescales explored. The findings highlight the dominant role of strain-rate-controlled mechanisms in tough double-network hydrogels and underline the need to consider loading rate as a key design parameter for applications operating in wet or physiological environments.

**KEYWORDS:** Polyacrylamide-alginate double network hydrogels, J-R curves, testing rate, testing conditions (air and immersion)

## 1. INTRODUCCIÓN

Los hidrogeles de doble red (DN) basados en poliacrilamida–alginato (PAAm–Alg) se han consolidado como materiales de interés biomédico por su elevada capacidad de deformación, biocompatibilidad y notable tenacidad en comparación con redes simples, atributos que derivan de la sinergia entre una red covalente (PAAm) y otra iónica (Alg) [1–5]. La red iónica suele actuar como red sacrificable, con

degradación y recombinación de enlaces que aportan disipación adicional frente a redes simples. Estos materiales presentan, además, un comportamiento viscoporoelástico dependiente del tiempo y del entorno, incluyendo la presencia de agua y su transporte, que condiciona su respuesta a fractura bajo cargas monotónicas y cíclicas [3, 6]. En consecuencia, el estudio de su integridad estructural exige metodologías específicas que contemplen efectos de velocidad de

deformación y condiciones ambientales (aire vs. inmersión), variables que inciden en la energía de fractura y en la dinámica de la zona de proceso en la vecindad de la grieta [3, 6-7].

En la literatura, los ensayos en configuración *pure shear* son el estándar para caracterizar la fractura y la fatiga en hidrogeles, pues permiten estimar con robustez la tasa de liberación de energía en materiales con reología compleja [3]. Aplicados a DN, estos ensayos han revelado umbrales de fatiga muy por debajo de la tenacidad en carga monotónica (p. ej., PAAm–Alg con umbrales del orden de decenas de  $\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$  frente a energías de rotura  $\sim 10 \text{ kJ}\cdot\text{m}^{-2}$ ) y fenomenologías dinámicas de la grieta (p. ej., *stick-slip*) sensibles a tasa de carga y nivel de daño de la red sacrificable [1-3, 5, 8]. No obstante, buena parte de estos trabajos se han realizado en aire y con ventanas de velocidad limitadas, dejando relativamente abierta la cuantificación sistemática del acoplamiento entre velocidad de deformación e inmersión en DN PAAm–Alg bajo *pure shear*. [1-5, 8].

Desde el punto de vista mecánico, existen razones sólidas para esperar que la velocidad de deformación y la inmersión modulen de forma acoplada la fractura en PAAm–Alg. En primer lugar, la difusión de agua en torno a la punta de grieta da lugar a zonas de hinchamiento cuyo tamaño y cinética dependen de la escala temporal del ensayo; al variar la tasa, el material puede transitar entre *small-scale swelling* y *large-scale swelling*, con consecuencias directas sobre los invariantes de deformación en la punta y el criterio de fractura [7]. En segundo lugar, la viscoelasticidad y la ruptura/reformación de enlaces iónicos en la red de alginato introducen disipación dependiente de la velocidad de deformación, con posibles cambios en el tamaño de la zona de daño y en la energía efectiva que gobierna la fractura [4, 6]. Finalmente, la inmersión total modifica las condiciones hidrostáticas y de transporte, alterando la presión de poro y la humectación en la interfase de grieta, lo que podría afectar tanto al inicio como a la propagación estable en comparación con aire [4, 6-7].

En este contexto, el presente estudio persigue una contribución original en dos frentes: (i) cuantificar sistemáticamente el efecto de la velocidad de deformación (analizando lo que sucede variando la velocidad en tres órdenes de magnitud: 10, 100 y  $1000 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ ) en PAAm–Alg bajo *pure shear* y (ii) diferenciar el papel del entorno comparando aire e inmersión total en agua. Hasta donde alcanza el estado del arte, los trabajos existentes en DN PAAm–Alg han explorado principalmente fatiga y fractura en condiciones secas o ambientales, con análisis detallados de umbrales, daño cíclico y dinámicas de *stick-slip*, pero sin un barrido controlado y amplio de velocidad combinado con inmersión en propagación monotónica [1-5, 8]. A su vez, la modelización poro-visco-hiperelástica reciente corrobora que viscoelasticidad, cinética de enlaces y transporte de agua

no pueden ignorarse al predecir el crecimiento de grieta en hidrogeles, lo que refuerza la pertinencia del diseño experimental adoptado en este trabajo [6].

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1. Materiales

Los hidrogeles de poli(acrilamida)-alginato fueron sintetizados siguiendo el método de dos pasos descrito en [9]. La concentración de alginato fue del 14wt% (PAAm-14ALG).

La configuración de ensayo utilizada para la caracterización a fractura y a fatiga fue la de *pure shear*, con las dimensiones mostradas en la Figura 1. La longitud de grieta inicial se introdujo deslizando una cuchilla afilada, siendo la longitud de grieta inicial,  $a_0$ , de 25 mm.

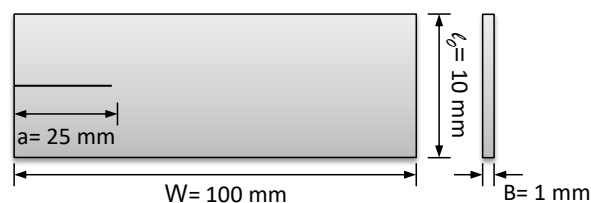


Figura 1. Configuración *pure shear* con dimensiones de las probetas de fractura.

### 2.2. Caracterización a fractura

Los ensayos se realizaron en una máquina electrodinámica MTS Acumen con una célula de carga de  $\pm 50 \text{ N}$  en seco y en inmersión en agua. Para los ensayos en inmersión se utilizó una cámara realizada ad-hoc (Figura 2). Además, antes de los ensayos, las probetas fueron preparadas superficialmente generando un patrón de puntos aleatorio con pintura negra resistente al agua para poder utilizar la técnica de Correlación Digital de Imágenes. Los ensayos se grabaron con un videoextensómetro *Correlated Solutions VIC3D* para determinar tanto el campo de desplazamientos/deformaciones como el crecimiento estable de fisura,  $\Delta a = a - a_0$ , con  $a$  la longitud de grieta.

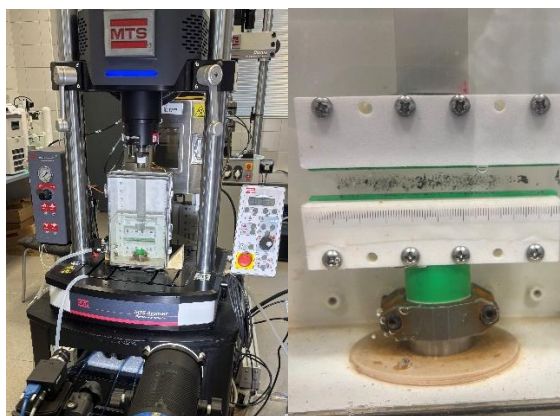


Figura 2. Configuración experimental con cámara para ensayos en inmersión.

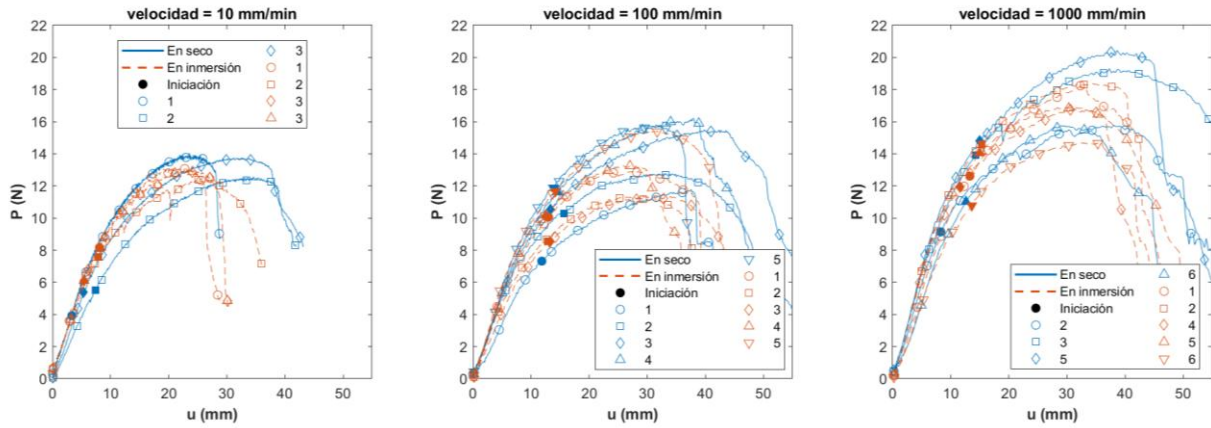


Figura 3. Curvas fuerza ( $P$ ) – desplazamiento ( $u$ ) de los ensayos realizados a 10 mm/min, 100 mm/min y 1000 mm/min en ambiente seco (azul) y en inmersión (naranja).

Los ensayos de fractura se llevaron a cabo en control de desplazamiento a tres velocidades, a 10 mm/min, 100 mm/min y 1000 mm/min. Se realizaron 5 ensayos por condición.

La energía específica de rotura se obtuvo siguiendo la metodología característica de la Mecánica de la Fractura Elástica No Lineal. Los autores comprobaron que los valores de los parámetros de fractura obtenidos mediante el método de los elastómeros son similares a los obtenidos calculando el valor crítico de la integral  $J$  [10].

La curva de resistencia  $J$ - $R$  se construyó representando el valor de la integral  $J$  frente el crecimiento estable de grieta,  $\Delta a$ . La integral  $J$  se calculó utilizando la siguiente expresión:

$$J = \frac{\eta U}{B(W - a)} \quad (1)$$

donde  $U$  es la energía bajo la curva fuerza ( $F$ ) – desplazamiento ( $u$ ) en cada instante,  $B$  el espesor,  $W$  el ancho, y  $\eta$  un factor geométrico adimensional que toma valores de 1 para la configuración de *pure shear*. El valor crítico de la integral  $J$ ,  $J_C$ , se obtuvo utilizando la ecuación (1) para el instante en el que se produce el inicio de propagación de la grieta. Y la curva  $J$ - $R$  se ajustó a una ley potencial del tipo:

$$J = C_1 \Delta a^{C_2} \quad (2)$$

Siendo  $C_1$  y  $C_2$  constantes del material y con  $C_2 \leq 1$ .

### 3. RESULTADOS

La Figura 3 muestra las curvas fuerza ( $P$ ) – desplazamiento ( $u$ ) de PAAM-Alg ensayadas a 10 mm/min, 100 mm/min y 1000 mm/min en ambiente seco (azul) y en inmersión total en agua (naranja). El punto sólido en la curva  $F$ - $u$  indica el inicio de la propagación de la fisura. Independientemente de la velocidad del ensayo, dicho inicio siempre ocurre antes del máximo de la curva  $F$ - $u$ , produciéndose en los puntos de la curva correspondientes al comienzo de la no linealidad en los ensayos realizados a menor velocidad. Respecto al efecto del ambiente, no se observaron diferencias sistemáticas aire vs inmersión en las curvas  $P$ - $u$ .

Las curvas  $J$ - $R$  de los ensayos realizados en seco y en inmersión para las velocidades de 10 mm/min, 100 mm/min y 1000 mm/min se recogen en la Figura 4. Como puede observarse, el ambiente parece no afectar a las curvas de resistencia. La única desviación de esta tendencia ocurre para los ensayos realizados a 100

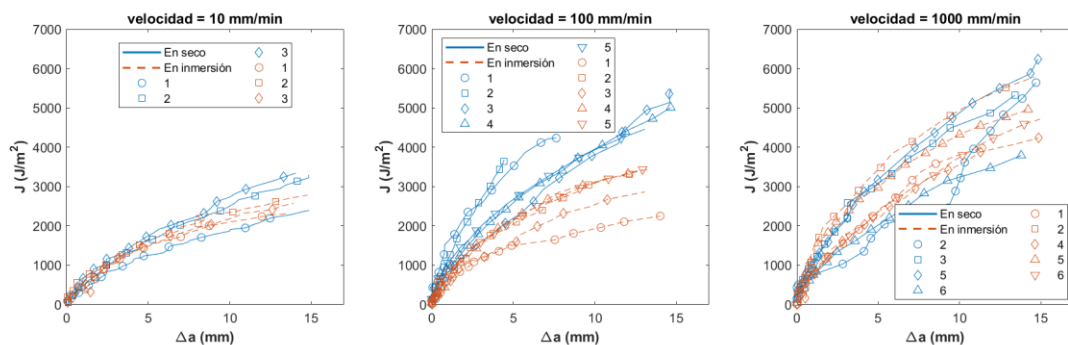


Figura 4. Curvas  $J$ - $R$  de los ensayos realizados a 10 mm/min, 100 mm/min y 1000 mm/min en ambiente seco (azul) y en inmersión (naranja).

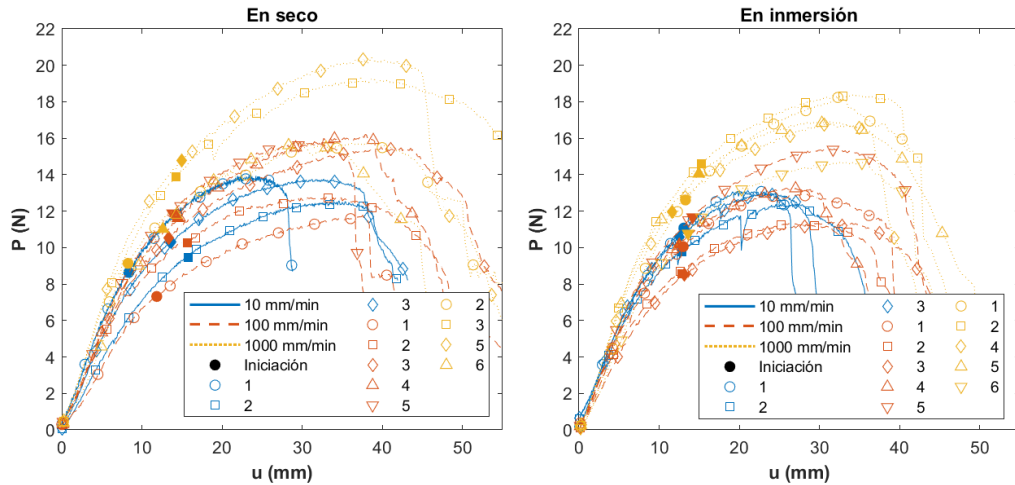


Figura 5. Curvas P-u de los ensayos realizados a 10 mm/min (azul), 100 mm/min (rojo) y 1000 mm/min (amarillo) en ambiente seco y en inmersión en agua.

mm/min donde las curvas de resistencia correspondientes a los ensayos realizados en inmersión están por debajo de las realizadas en seco. Esto también se traduce en los valores de los parámetros que caracterizan la curva J-R (ecuación 2 y Tabla 1), donde el exponente,  $C_2$ , de la función exponencial es el mismo independientemente del ambiente, lo que reafirma que el desgarro que ocurre durante la propagación no se ve afectado por el entorno independientemente de la velocidad del ensayo.

Con el fin de evaluar la influencia de la velocidad de deformación, las Figuras 5 muestran las curvas P-u de los ensayos realizados a distintas velocidades en un entorno seco (azul) y en inmersión total en agua (naranja), respectivamente. El punto sólido indica el inicio de propagación de la fisura. Independientemente del entorno, hay un efecto claro de la velocidad de deformación, siendo mayor la capacidad resistente cuanto mayor es la velocidad de deformación. Esto claramente se corrobora, en las curvas de resistencia a la fractura (Figuras 6), aunque con ciertos matices. En

inmersión total en agua, las diferencias son más claras, estando las curvas J-R obtenidas a 1000 mm/min por encima de las de 100 mm/min y éstas a su vez por encima de las de 10 mm/min (Figura 6b). Esto se corrobora con los ajustes  $C_1$  de la curva J-R (ecuación 2), ya que más velocidad implica valores más altos de esta constante (Tabla 1). No obstante, esta diferencia no es evidente en entorno seco a las velocidades más elevadas, puesto que las curvas obtenidas a partir de los ensayos de 100 mm/min y 1000 mm/min comparten la misma banda de dispersión, estando claramente por encima de las de 10 mm/min (Figura 6a). Esto se traduce en valores análogos de la constante  $C_1$  para 100 mm/min y 1000 mm/min, y muy superiores a los de 10 mm/min (Tabla 1).

El efecto del ambiente y de la velocidad también se traslada a los valores de la integral J asociada al inicio de la propagación de la fisura,  $J_{IC}$ , tal y como se recoge en la Figura 7. En primer lugar, es importante destacar que los valores críticos de la integral J son análogos a los obtenidos en [4, 10-11]. En segundo lugar, se observa un

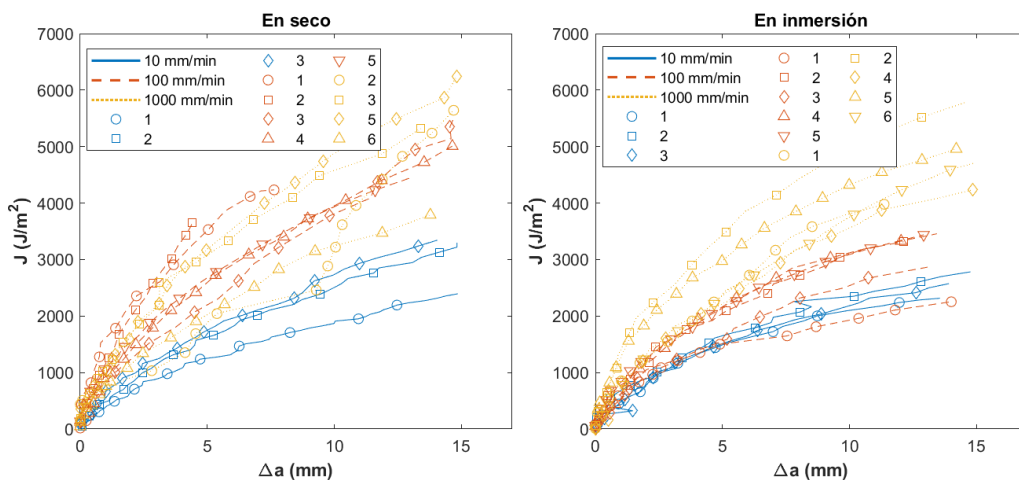


Figura 6. Curvas J-R de los ensayos realizados a 10 mm/min (azul), 100 mm/min (rojo) y 1000 mm/min (amarillo) en ambiente seco y en inmersión total en agua.

Tabla 1. Parámetros de las curvas J-R

Velocidad de ensayo (mm/min)	Seco			En inmersión		
	$C_1$	$C_2$	$J_{IC}$ (J/m <sup>2</sup> )	$C_1$	$C_2$	$J_{IC}$ (J/m <sup>2</sup> )
10	500 ± 100	0,71 ± 0,08	600 ± 200	500 ± 100	0,63 ± 0,08	720 ± 20
100	1100 ± 200	0,65 ± 0,06	800 ± 200	630 ± 90	0,67 ± 0,05	700 ± 100
1000	1000 ± 200	0,62 ± 0,02	1000 ± 100	900 ± 200	0,7 ± 0,1	900 ± 200

claro efecto de la velocidad de deformación, pero apenas hay efecto del ambiente. Aunque si bien es cierto, que apenas se observaron diferencias entre los valores críticos de la integral  $J$  entre los ensayos realizados a 10 y 100 mm/min en inmersión total.

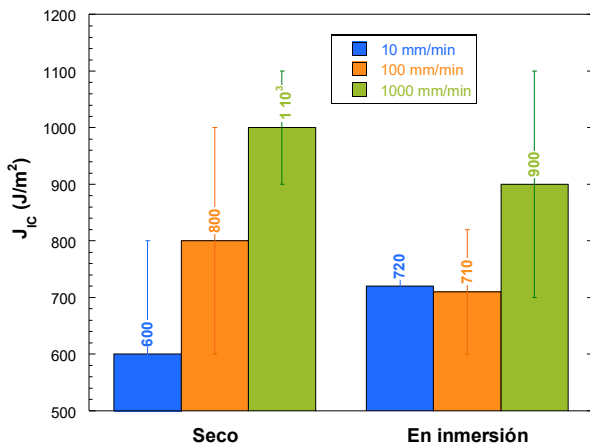


Figura 7. Valores de  $J_{IC}$  en función de la velocidad de deformación y del ambiente.

#### 4. DISCUSIÓN

El análisis del comportamiento a fractura del hidrogel PAAm–Alg revela que las diferencias entre los ensayos realizados en aire y en inmersión son, en general, poco significativas, lo que indica que la presencia de agua en el entorno externo no altera de manera sustancial la mecánica de propagación de grieta dentro del rango de velocidades evaluado. Esta limitada influencia del ambiente sugiere que los mecanismos asociados al transporte de fluido —como el hinchamiento local de la punta de grieta o la generación de presiones de poro— no alcanzan una escala relevante en comparación con los procesos intrínsecos de disipación del material. La similitud entre curvas J–R obtenidas en ambos medios refuerza esta interpretación y apunta a un régimen de *small-scale swelling* [7, 11–12], en el que el transporte de agua es demasiado lento para modificar de forma apreciable la zona de proceso durante los tiempos característicos del ensayo.

En contraste, la velocidad de deformación emerge como el factor determinante del comportamiento a fractura. El aumento progresivo de la resistencia al desgarro con la velocidad, tanto en P–u como en las curvas J–R, demuestra que el hidrogel exhibe una respuesta marcadamente dependiente de la velocidad de carga. Esta tendencia es coherente con la estructura de doble red del material, donde la red iónica de alginato actúa como

componente sacrificable: sus enlaces se rompen y reforman a velocidades que dependen del ritmo de aplicación de la carga. Cuando la velocidad es elevada, la red no dispone del tiempo suficiente para relajar o reorganizar estos enlaces de forma efectiva, lo que incrementa la energía necesaria para hacer avanzar la grieta. Del mismo modo, la viscoelasticidad asociada a la red covalente de PAAm contribuye a este incremento de la resistencia, ya que los mecanismos de relajación polimérica se ven progresivamente limitados cuando el tiempo disponible durante la propagación es menor.

El conjunto de resultados sugiere, por tanto, que la disipación de energía está gobernada esencialmente por mecanismos visco (red PAAm) – iónicos (red Alg) internos al material y no por procesos poroelásticos ligados al flujo de agua. Esto explica que la respuesta en aire y en inmersión sea prácticamente equivalente en la mayor parte de los casos, con excepción de la ligera disminución observada a 100 mm/min en inmersión, que podría estar asociada a efectos secundarios de humectación o a variaciones puntuales en el proceso de desgarro. Asimismo, la consistencia entre los valores experimentales de  $J_{IC}$  y los encontrados en la literatura para hidrogeles de doble red confirma la validez del protocolo experimental utilizado, así como la pertinencia de la configuración *pure shear* para caracterizar de manera fiable la fractura en este tipo de materiales.

En conjunto, estos resultados refuerzan la idea de que, para aplicaciones donde el hidrogel opere en ambientes húmedos o fisiológicos, la variable crítica a controlar no es el medio externo, sino la velocidad de carga asociada al uso real del componente. El dominio visco-iónico del comportamiento abre la puerta a estrategias de diseño basadas en la modificación del tiempo característico de relajación de la red, ya sea mediante cambios en la densidad de reticulación covalente, en la concentración de alginato o en la afinidad iónica. A su vez, el presente estudio establece un punto de partida sólido para futuros trabajos orientados a separar experimentalmente las contribuciones viscoelásticas e iónicas mediante protocolos transitorios, así como a explorar regímenes donde el transporte de agua pueda volverse dominante, especialmente en rangos de tiempo más largos o en hidrogeles con mayor permeabilidad.

#### 5. CONCLUSIONES

El estudio realizado demuestra que la resistencia a la fractura de los hidrogeles de doble red PAAm–Alg está controlada fundamentalmente por la velocidad de

deformación, mientras que la influencia del entorno (aire o inmersión total en agua) resulta secundaria dentro del rango de condiciones ensayado. Las curvas fuerza–desplazamiento y J–R muestran incrementos sistemáticos de la tenacidad efectiva al aumentar la velocidad, lo que confirma que los mecanismos de disipación dominantes están asociados a la viscoelasticidad de la red covalente de poli(acrilamida) y a la cinética de ruptura y recombinación de los enlaces iónicos del alginato. Estos procesos, característicos de las doble redes, se activan de manera más intensa a mayores velocidades de carga, limitando la relajación estructural del material y elevando la energía requerida para que la grieta avance.

Por el contrario, las diferencias observadas entre los ensayos en aire y en inmersión son mínimas y no alteran sustancialmente ni la forma de las curvas ni los valores críticos de la integral J. Esto sugiere que, en los tiempos característicos de las velocidades evaluadas, los efectos poroelásticos derivados del transporte de agua, como el hinchamiento localizado en la punta de grieta o el desarrollo de presiones de poro, no alcanzan la magnitud suficiente para modificar el proceso de fractura. El material se comporta, por tanto, en un régimen donde la contribución del fluido interno es limitada y el desgarro está dominado por los mecanismos intrínsecos de la red polimérica.

La coherencia entre los valores de  $J_{IC}$  obtenidos y los encontrados en la literatura para hidrogeles de doble red confirma la robustez del procedimiento experimental empleado y valida la configuración *pure shear* como metodología adecuada para la caracterización de fractura en sistemas altamente deformables. Los resultados permiten concluir que, para aplicaciones en las que estos hidrogeles operen en medios húmedos o fisiológicos, la variable crítica a controlar no es el entorno externo, sino la velocidad o tasa de carga asociada al funcionamiento real del material.

En conjunto, el trabajo proporciona una visión clara del papel relativo que desempeñan la viscoelasticidad, la cinética iónica y el transporte de fluido en la fractura de hidrogeles PAAm–Alg, y establece un marco experimental que podrá ampliarse en futuros estudios orientados a identificar transiciones entre regímenes viscoelásticos y poroelásticos, así como a optimizar formulaciones mediante el ajuste de las densidades de reticulación covalente e iónica.

#### AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación y Universidades la financiación recibida a través de los proyectos PID2022-140868OB-I00 y PID2024-158838OB-I00.

#### REFERENCIAS

[1] J.P. Gong, Y. Katsuyama, T. Kurokawa, Y. Osada, Double-Network Hydrogels with Extremely High Mechanical Strength. *Advanced Materials* 15

- (2003): 1155–1158. DOI: [10.1002/adma.200304907](https://doi.org/10.1002/adma.200304907)
- [2] J. Wang, J. Wei, S. Su, J. Qiu, S. Wang, Ion-linked double-network hydrogel with high toughness and stiffness. *Journal of Materials Science* 50 (2015): 5458–5465. DOI: [10.1007/s10853-015-9091-0](https://doi.org/10.1007/s10853-015-9091-0)
- [3] R. Bai, J. Yang, Z. Suo, Fatigue of hydrogels, *European Journal of Mechanics A/Solids* 74 (2019): 337–370. DOI: [10.1016/j.euromechsol.2018.12.001](https://doi.org/10.1016/j.euromechsol.2018.12.001)
- [4] R. Bai, Q. Yang, J. Tang, X.P. Morelle, J. Vlassak, Z. Suo, Fatigue fracture of tough hydrogels, *Extreme Mechanics Letters* 15 (2017): 91–96. DOI: [10.1016/j.eml.2017.07.002](https://doi.org/10.1016/j.eml.2017.07.002)
- [5] W. Zhang, X. Liu, J. Wang, J. Tang, J. Hu, T. Lu, Z. Suo, Fatigue of double-network hydrogels, *Engineering Fracture Mechanics* 187 (2018): 74–93. DOI: [10.1016/j.engfracmech.2017.10.018](https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.10.018)
- [6] Y. Zheng, Y. Wang, F. Tian, T. Nakajima, C.Y. Hui, J.P. Gong, Unique stick–slip crack dynamics of double-network hydrogels under pure-shear loading. *PNAS* 121 [30] (2024): e2322437121. DOI: [10.1073/pnas.2322437121](https://doi.org/10.1073/pnas.2322437121)
- [7] Y. Yang, T. Lu, T. Wang, Rate-dependent fracture of hydrogels: from small to large-scale swelling. *Acta Mech Sinica*. 41 (2025): 425166. DOI: [10.1007/s10409-025-25166-x](https://doi.org/10.1007/s10409-025-25166-x)
- [8] D. Liu, S. Ma, B. Market. Modelling of time-dependent fatigue crack growth of hydrogels. *Proceedings in Applied Mathematics & Mechanics* 22 (2023) e202200209. DOI: [10.1002/pamm.202200209](https://doi.org/10.1002/pamm.202200209)
- [9] J.Y. Sun, X. Zhao, W.R. Illeperuma, O. Chaudhuri, K.H. Oh, D.J. Mooney, J.J. Vlassak, Z. Suo, Highly stretchable and tough hydrogels. *Nature* 489 (2012): 133–6. <https://doi.org/10.1038/nature11409>
- [10] C. Reinhards-Hervás, A.J. Cano, A. Rico, A. Salazar, J. Rodríguez, Fracture resistance of polyacrylamide-alginate hydrogels, *Engineering Fracture Mechanics* 295 (2024): 109812. DOI: [10.1016/j.engfracmech.2023.109812](https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2023.109812)
- [11] R. Long, C.Y. Hui, Fracture toughness of hydrogels: measurement and interpretation, *Soft Matter*, 12 (2016): 8069. DOI: [10.1039/c6sm01694d](https://doi.org/10.1039/c6sm01694d)
- [12] Q. Zhang, J. Liu, G. Zhang, Y. Li, N. Hu, J. Yang, Y. Yang, S. Qu, Q. Kan, G. Kang, Poroelastic fracture of polyacrylamide hydrogels: Enhanced crack tip swelling driven by chain scission. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 194 (2025): 105954.