

## Efecto de la humedad ambiental en la resistencia y plasticidad de un compuesto de poliamida 6/66 reforzada con fibra de carbono corta fabricado por impresión 3D

M. L. Picazo-Meza <sup>a</sup>, S. Piedra <sup>a</sup>, A. Gómez-Ortega <sup>a</sup>, R. Hernández-Bravo <sup>a</sup>, N. Camacho <sup>a\*</sup>

<sup>a</sup> Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial (CIDESI), Dirección de investigación y Posgrado, Dirección de Tecnologías Emergentes, Gerencia de Tecnologías Aeronáuticas. Av. Playa Pie de la Cuesta No. 702, Desarrollo San Pablo, C.P. 76125, Querétaro, Qro. México

### ABSTRACT

This study investigates the effect of ambient humidity on the mechanical behavior of a polyamide 6/66 (PA6/66) composite reinforced with short carbon fibers (CF) and fabricated by fused deposition modeling (FDM). The hygroscopic nature of polyamide promotes water absorption, altering the stiffness and ductility of the material. To evaluate this effect, specimens were conditioned for 48 h under: dry state (0% RH), exposure to 50% RH, 95% RH, and immersion in water. Tensile (ASTM D638) and flexural (ASTM D790) tests revealed a progressive reduction in mechanical properties with increasing moisture content. Tensile strength decreased by up to 60%, and flexural strength by up to 70% compared to the dry condition, while the elastic modulus and flexural modulus dropped from 1085 to 320 MPa and from 1409 to 320 MPa, respectively. Conversely, strain at break and fracture energy increased, indicating a more ductile behavior. The absorbed water acts as a plasticizer, disrupting hydrogen bonds between amide groups and reducing intermolecular cohesive energy. Nevertheless, the presence of short carbon fibers partially mitigates this deterioration by restricting chain mobility and maintaining a relatively high residual modulus. It is concluded that ambient humidity induces a balance between loss of stiffness and gain in toughness, a phenomenon of particular relevance for the design of structural and prosthetic components exposed to variable hygrothermal environments.

### ARTÍCULO CIENTÍFICO



Recibido 20 Octubre, 2025

Revisado 05 Diciembre, 2025

Aceptado 30 Diciembre, 2025

### KEYWORDS

Polyamide 6/66, short carbon fiber; tensile strength, flexural strength, fused filament fabrication (FD).

**AUTOR DE CORRESPONDENCIA**  Nayeli Camacho  [nayeli.camacho@cidesi.edu.mx](mailto:nayeli.camacho@cidesi.edu.mx) Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial (CIDESI), Dirección de investigación y Posgrado, Dirección de Tecnologías Emergentes, Gerencia de Tecnologías Aeronáuticas. Av. Playa Pie de la Cuesta No. 702, Desarrollo San Pablo, C.P. 76125, Querétaro, Qro. México. Se puede acceder a los datos complementarios en línea en <https://doi.org/10.71103/p3hahz77>

© 2026 Los autores. Publicado por la Asociación Mexicana en Ciencias en Soldadura, Metalurgia e Ingeniería, A.C. Este es un artículo de acceso abierto distribuido bajo los términos de Creative Commons Attribution-NonCommercial-NoDerivatives License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>), que permite la reutilización, distribución y reproducción sin fines comerciales en cualquier medio, siempre que la obra original esté debidamente citada y no sea alterada, transformada o construida de ninguna manera. Los términos en los que se ha publicado este artículo permiten la publicación del Manuscrito Aceptado en un repositorio por parte del autor o con su consentimiento.

## Introducción

En la última década, la manufactura aditiva (MA) se ha consolidado como una tecnología viable para la producción de componentes estructurales con geometrías complejas y propiedades mecánicas ajustables. Entre las técnicas disponibles, la extrusión de filamento fundido (Fused Deposition Modeling, FDM) destaca por su bajo costo, reproducibilidad y compatibilidad con polímeros de ingeniería como la poliamida (PA), el policarbonato (PC) y el acrilonitrilo butadieno estireno (ABS) [1-2]. No obstante, el desempeño estructural de las piezas fabricadas por FDM depende fuertemente tanto de los parámetros de procesamiento, como de la temperatura de extrusión, orientación de capas y densidad de relleno, como de las condiciones ambientales de servicio, particularmente la humedad relativa, debido a la naturaleza higroscópica de ciertas matrices poliméricas [3-5]. La poliamida 6/66 (PA6/66), un copolímero semicristalino con elevada resistencia y tenacidad, ha ganado interés en aplicaciones de ingeniería y biomédicas. Sin embargo, su grupo funcional amida ( $-\text{CONH}-$ ) presenta una marcada afinidad por las moléculas de agua, atribuida a la formación de enlaces de hidrógeno a muy bajas concentraciones de agua. Este fenómeno se debe principalmente a la naturaleza anfífila de la poliamida 6/66, que genera una notable capacidad de absorción higroscópica [6]. Cuando hay una saturación del sistema con moléculas de agua, se genera la formación de agregados; este fenómeno se traduce en la difusión de moléculas de agua hacia las regiones amorfas del polímero, lo que rompe los enlaces inter e intramoleculares y reduce la densidad de empaquetamiento de las cadenas [6,7]. Como consecuencia, se produce una disminución del módulo elástico y de la resistencia, acompañada de un aumento de la ductilidad y de la energía de fractura. Desde el punto de vista molecular, el agua actúa como un plastificante secundario, incrementando la movilidad segmentaria (relajación  $\beta$ ) y reduciendo la temperatura de transición vítrea ( $T_g$ ) [6,8-9]. El conocimiento del comportamiento del polímero ayuda a entender las consecuencias estructurales y energéticas durante la hidratación y puede orientar al diseño de un componente a base de poliamida en condiciones de humedad [7].

La incorporación de fibras cortas de carbono (CF) en matrices de PA6/66 podría ser una estrategia efectiva para contrarrestar parcialmente este deterioro mecánico. Las fibras de carbono, con módulos de hasta 230 GPa, incrementan la rigidez global y promueven la transferencia de esfuerzos a través de la interfaz fibra-matriz [9]. Además, su baja afinidad química con el agua disminuye la cantidad de humedad accesible en el material compuesto, reduciendo la difusividad efectiva del agua en comparación con la matriz pura [10]. Sin embargo, la presencia de humedad puede afectar la capacidad de enlace en la interfaz e interfase entre la fibra de carbono y la matriz, lo que conduce a la degradación de las propiedades mecánicas [8], promoviendo microdelaminaciones y reduciendo la eficiencia del refuerzo [9].

El equilibrio entre la degradación higroscópica de la matriz y la rigidez aportada por las fibras define la resistencia mecánica efectiva del compuesto bajo distintos niveles de humedad [9-10]. Estudios recientes han demostrado que la absorción de agua en piezas de poliamida fabricadas por FDM provoca una reducción progresiva del módulo elástico y de la resistencia mecánica, asociada a la plasticización de la matriz y al debilitamiento interfacial entre capas. Spina y Cavalcante [8] reportaron que, tras la exposición prolongada a ambientes húmedos, la resistencia a compresión y el módulo elástico de la PA6 disminuyen significativamente, aunque el material conserva una respuesta funcional gracias a la redistribución de tensiones y al efecto de relajación inducido por la humedad. En el caso de compuestos PA6/CF, el refuerzo de fibra permite mantener un módulo residual superior al de la poliamida sin refuerzo, ya que las fibras actúan como fase rígida que restringe la movilidad molecular de la matriz y atenúa la pérdida de rigidez global [8]. Adicionalmente, la orientación de las trayectorias de impresión y la densidad de relleno influyen de manera sinérgica en la respuesta mecánica, ya que determinan el grado de alineamiento de las fibras y la continuidad de la fase portante [1,10-11]. Pese a los avances en el entendimiento de los efectos de proceso en materiales FDM, el estudio del deterioro higroscópico en compuestos de PA6/66-CF impresos por FDM sigue siendo limitado, especialmente en lo referente al análisis comparativo entre propiedades tensiles y flexurales y a la identificación del papel de la humedad como modulador de la transición de comportamiento frágil a dúctil. Por ello, el presente trabajo tiene como objetivo analizar de manera sistemática el efecto de la humedad ambiental sobre las propiedades mecánicas de tensión y flexión de un compuesto de PA6/66 reforzado con fibra corta de carbono fabricado por FDM. Se evalúan cuantitativamente los cambios en resistencia, rigidez y ductilidad bajo diferentes contenidos de humedad, y se discute el papel del refuerzo en la mitigación del deterioro mecánico inducido por la absorción de agua.

## Metodología

### Preparación de probetas

El material empleado fue un filamento comercial de copoliamida 6/66 (PA6/66) reforzado con fibra corta de carbono (ColorPlus®, 1.75 mm de diámetro), con un contenido másico de refuerzo del  $17.7\% \pm 0.2\%$  y una longitud promedio de fibra inferior a  $60\ \mu\text{m}$  [12]. La impresión 3D se realizó mediante un sistema Raise3D Pro2 Plus, equipado con boquilla de latón de 0.4 mm y cámara cerrada. Los modelos tridimensionales fueron generados en formato STL y procesados en el software ideaMaker®, aplicando un patrón de deposición lineal alternado ( $0^\circ/90^\circ$ ), un grosor de pared de 1.2 mm y una densidad de relleno del 66 %, conforme a configuraciones reportadas por Gómez-Ortega et al. [12]. Los parámetros utilizados para la impresión de las probetas incluyen la temperatura de extrusión de  $255\ ^\circ\text{C}$ , cama calefactada a  $100\ ^\circ\text{C}$ , altura de capa de 0.2 mm y velocidad de impresión de 50 mm/s, los cuales permiten asegurar la coalescencia entre cordones y una adecuada adhesión interlaminar.

### Acondicionamiento higroscópico

Con el fin de evaluar el efecto de la humedad ambiental en las propiedades mecánicas, las probetas se sometieron a cuatro condiciones de exposición controlada, descritas en la Tabla 1. Después de la fabricación, las probetas fueron pesadas en una balanza analítica Sartorius con una precisión de 0.1 mg a fin de registrar su masa inicial. Posteriormente, se colocaron en un horno con circulación forzada de aire a  $70\ ^\circ\text{C}$ , temperatura inferior a la  $T_g$  del material, durante 48 h, hasta alcanzar un estado de masa constante, definido como aquel en el que la variación de peso no excedió el 0.02 %. Esta condición se estableció como el estado seco (TS) de referencia. A partir de este punto, las demás probetas fueron acondicionadas bajo las distintas condiciones de humedad establecidas para el estudio. Debido a la variabilidad microestructural y a los defectos inherentes al proceso FDM, como porosidad interlaminar y falta de fusión localizada, se realizaron cinco réplicas por cada condición higroscópica con el fin de garantizar la reproducibilidad estadística de los resultados. La ganancia de masa se determinó gravimétricamente después del acondicionamiento, verificando la estabilización del contenido de humedad por triplicado.

**Tabla 1.** Condiciones de exposición y contenido promedio de humedad de las probetas de PA-CF después del acondicionamiento (Fuente de elaboración: propia).

Condición	Descripción	Contenido de humedad (%)	
		Probetas de tensión	Probetas de flexión
TS	Secas: muestras secadas a $70\ ^\circ\text{C}$ durante 48 h, sin exposición posterior a la humedad.	$0.00 \pm 0.00$	$0.00 \pm 0.00$
TC	Condiciones ambientales: exposición a 50 % de humedad relativa (HR) durante 48 h.	$1.91 \pm 0.19$	$1.96 \pm 0.06$
TH	Cámara de humedad: exposición controlada a 95 % HR durante 48 h.	$7.17 \pm 0.07$	$7.13 \pm 0.10$
TA	Inmersión en agua: exposición durante 48 h.	$22.95 \pm 1.56$	$21.93 \pm 2.10$

### Ensayos mecánicos

Los ensayos de tensión se realizaron conforme a la norma ASTM D638-14 [13]. Se evaluaron cinco probetas planas por grupo, cuyas dimensiones cumplieron con las especificaciones del Tipo IV. Las pruebas se llevaron a cabo en una máquina universal de ensayos MTS Insight, equipada con una celda de carga de 10 kN, utilizada tanto para los ensayos de tensión como para los de flexión en tres puntos. Los ensayos se efectuaron bajo control de desplazamiento, con una velocidad del cabezal cruzado de 2 mm/min. Los ensayos de flexión en tres puntos se realizaron de acuerdo con la norma ASTM D790-17 [14]. Se ensayaron cinco probetas rectangulares por grupo, con dimensiones de  $160 \times 13 \times 4\ \text{mm}$ .

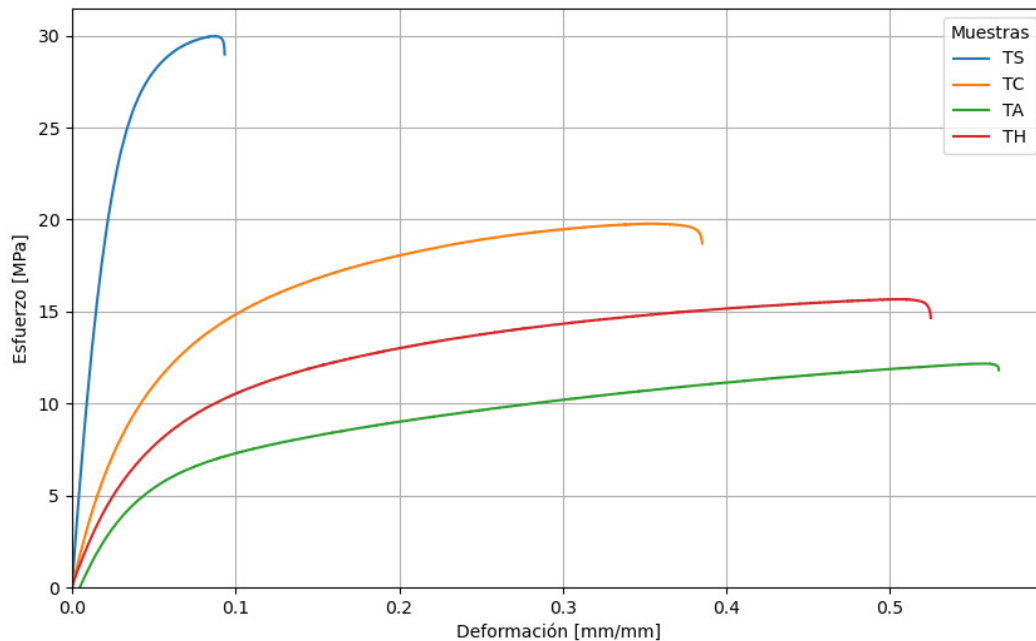
De igual forma, los ensayos se efectuaron bajo control de desplazamiento con una velocidad del cabezal de 2 mm/min, utilizando la misma máquina MTS Insight, equipada con una celda de carga de 1 kN. Las probetas se evaluaron empleando una distancia entre soportes con una relación de 16:1 (64 mm). Los resultados de ambos ensayos se analizaron para determinar la resistencia máxima a la tensión y a la flexión, así como el módulo de elasticidad en tensión y flexión. Asimismo, las micrografías de la superficie de fractura de las probetas de tensión se obtuvieron tras su evaluación en un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) marca JEOL, modelo JSM-7200F. Las superficies de fractura se fijaron sobre una cinta de carbono y se recubrieron con una capa de oro (Au) mediante pulverización catódica durante 1 minuto, utilizando un recubridor JEOL modelo DII-29010SCTR, con el propósito de garantizar la conductividad eléctrica de las muestras. Las imágenes de electrones secundarios (SE) se adquirieron con una distancia de trabajo de 10 mm, a un voltaje de aceleración de 2 kV y un máximo de 5 kV, dependiendo del nivel de carga superficial de las muestras.

## Resultados

### *Absorción de humedad*

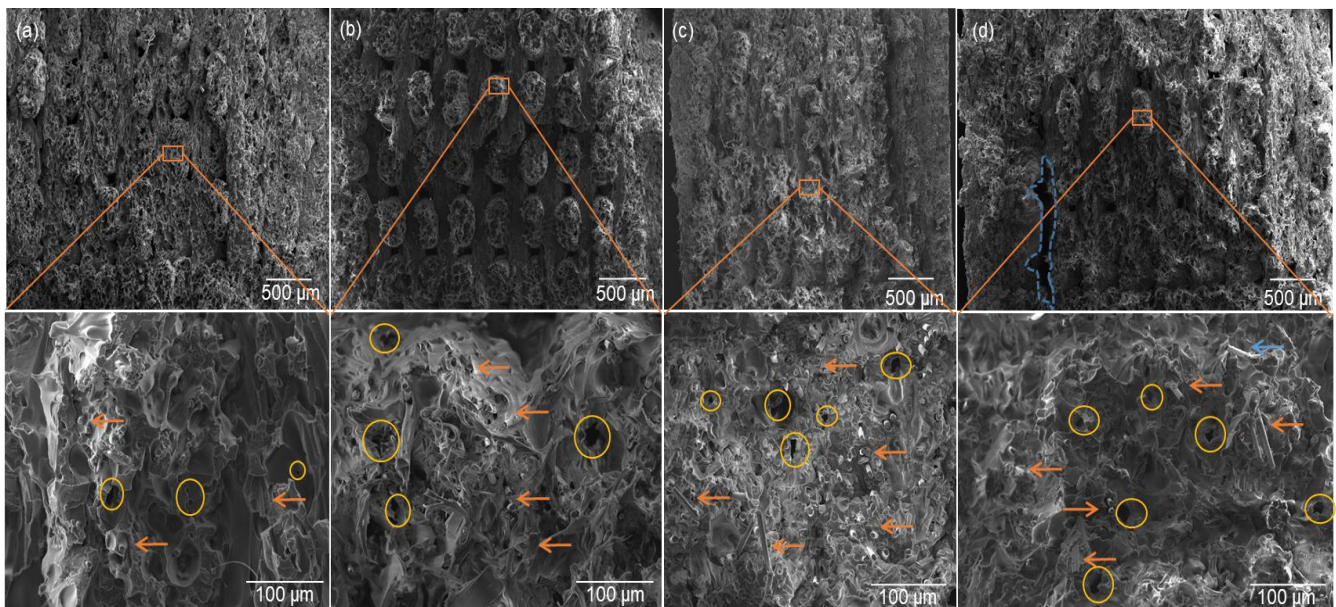
El contenido de humedad medido en las probetas de PA6/66-CF aumentó proporcionalmente a la severidad del acondicionamiento higroscópico, desde 0 % en el estado seco (TS/FS) hasta ~23 % en las probetas por inmersión en agua (TA/FA). Este incremento confirma la marcada afinidad higroscópica de la poliamida, atribuida a la presencia de grupos amida capaces de formar enlaces de hidrógeno con moléculas de agua tanto en las regiones amorfas como en las interfaces interlaminares.

### *Propiedades mecánicas a tensión*



**Figura 1.** Curvas de esfuerzo-deformación de probetas impresas por FDM con PA-CF, expuestas a distintas condiciones de humedad, mediante el estándar ASTM D638 (Fuente de elaboración: propia).

La Figura 1 muestra las curvas esfuerzo–deformación obtenidas en los ensayos de tensión del compuesto PA–CF bajo distintas condiciones higroscópicas: TS (seco), TC (50 % HR), TH (95 % HR) y TA (inmersión). Se observa una tendencia clara de disminución progresiva de la rigidez y la resistencia máxima conforme aumenta el contenido de humedad, acompañada de un incremento en la deformabilidad y la energía de fractura. En el estado seco (TS), la curva presenta un alto módulo de elasticidad y una fractura abrupta a  $\sim 30$  MPa, reflejando una fuerte adhesión fibra–matriz y un comportamiento predominantemente frágil. Bajo exposición al 50 % HR (TC - humedad de  $\sim 2\%$ ), la resistencia disminuye hasta  $\sim 18$  MPa, mientras que la deformación unitaria aumenta, indicando la acción plastificante del agua absorbida, que reduce las fuerzas intermoleculares. A 95 % HR (TH - humedad de  $\sim 7\%$ ), el valor de E disminuye más y se desarrolla una meseta plástica más extendida, lo que sugiere una plasticización avanzada de la matriz y un debilitamiento parcial de la interfaz fibra–matriz (Figura 2). Finalmente, las probetas inmersas (TA - humedad de  $\sim 23\%$ ) presentan la menor resistencia ( $\sim 12$  MPa) y el mayor alargamiento, lo que evidencia una saturación higroscópica que provoca una pérdida significativa de cohesión y despegue interfacial. En conjunto, las curvas revelan un efecto higroscópico incremental en el que el agua actúa simultáneamente como plastificante de la matriz y agente debilitante de la resistencia al corte interfacial, modificando el equilibrio entre rigidez y tenacidad del compuesto.



**Figura 2.** Microscopías de las superficies de fractura de (a) TS, (b) TC, (c) TH y (d) TA (Fuente de elaboración: propia).

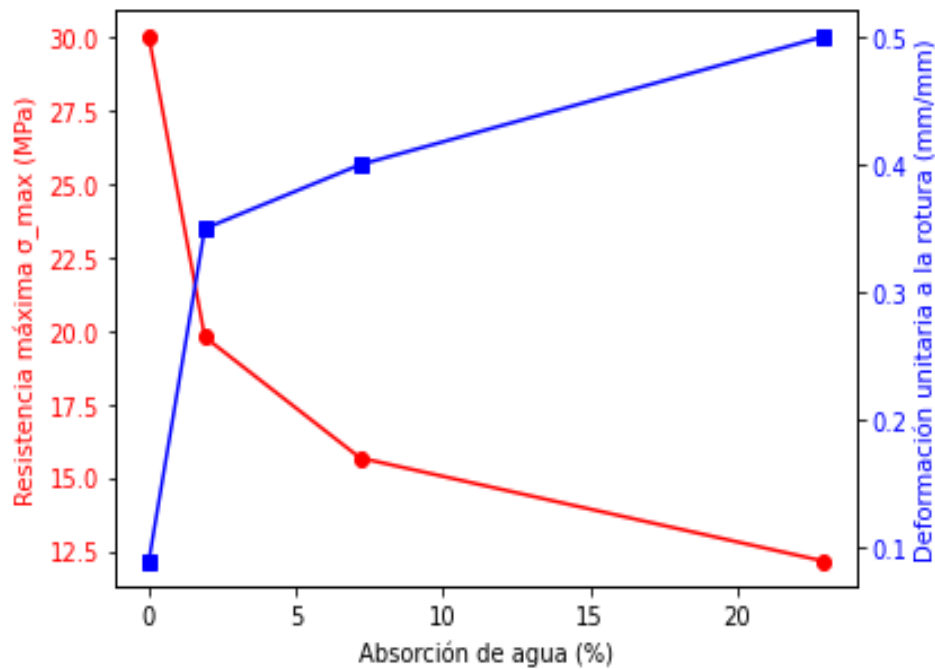
La Figura 2 muestra las superficies de fractura representativas de las probetas correspondientes a cada condición higroscópica. En la parte inferior se incluyen ampliaciones de las zonas delimitadas en los recuadros naranjas, con el fin de resaltar los detalles morfológicos característicos. Las flechas naranjas indican la presencia de fibras expuestas en la superficie de fractura, mientras que los círculos amarillos señalan las microcavidades formadas en la matriz, cuya densidad y tamaño aumentan progresivamente con el contenido de humedad absorbida. Al comparar las superficies de fractura de las probetas TS, TC, TH y TA, se observa un claro gradiente en los mecanismos de falla que correlaciona con el contenido de humedad y explica la evolución de las propiedades mecánicas. En seco (Fig 2(a)), la fractura es mayoritariamente cohesiva de matriz con amplia adherencia fibra–matriz, evidenciado por el rompimiento de fibras que muestran restos de matriz adherida mientras que la densidad de microcavidades es baja, lo que se traduce en máxima transferencia de carga, alto módulo y resistencia. A  $\sim 2\%$  de humedad (probetas TC, Fig 2(b)), aparecen despegues localizados y aumenta la densidad de microcavidades; la falla es mixta con un modo cohesivo y algunas fibras son arrancadas de la matriz.

A  $\sim 7\%$  de humedad (probetas TH, Fig. 2(c)), la interfase se debilita de forma más generalizada, proliferan las microcavidades, aumenta el arrancamiento de fibras y se observa un mayor número de fibras extraídas en la superficie de fractura, indicando un mayor debilitamiento de la interfase entre la PA y las fibras de carbono. La matriz muestra una deformación plástica mucho más

pronunciada, caracterizada por zonas extensas de flujo fibrilar, evidenciando estiramiento y orientación de las cadenas poliméricas antes de la fractura, lo que sugiere mayor disipación de energía y pérdida notable de capacidad de carga. En la condición de inmersión (probetas TA, Fig. 2(d)) con humedad ~23%, el arranque de fibras domina la superficie de fractura, con cavidades amplias, resultado en la mayor reducción de resistencia y módulo, pese a la mayor deformabilidad. Se observan fibras de carbono en el plano de fractura con superficies relativamente lisas y sin una capa continua de matriz adherida, mientras que la matriz presenta zonas desgarradas y una mayor morfología fibrilar. Asimismo, se observa la separación de la pared de la probeta con el núcleo, delimitada con una línea punteada azul, que podría haberse formado por hinchamiento local de la matriz durante la absorción de agua, lo que favorece la nucleación de cavidades que coalescen bajo carga. La Tabla 2 muestra los porcentajes de pérdida de la resistencia máxima de la PA-CF y del módulo de elasticidad, así como el aumento en la deformación unitaria hasta la fractura de la probeta en función del porcentaje de humedad absorbido.

**Tabla 2.** Efecto de la absorción de agua en las propiedades mecánicas de la PA-CF bajo tensión. (Fuente de elaboración: propia).

Condición	Absorción de agua (%)	$\sigma_u$ (MPa)	Porcentaje de pérdida (%)	E (MPa)	Porcentaje de pérdida (%)	Deformación unitaria a la ruptura (mm/mm)
TS	0	29.98 ± 2.05	-	1095 ± 38.13	-	0.09 ± 0.015
TC	1.9	19.78 ± 0.34	34	353 ± 20.31	68	0.35 ± 0.047
TH	7.18	15.67 ± 1.28	48	229 ± 17.21	79	0.4 ± 0.083
TA	22.9	12.1 ± 1.01	59	188 ± 9.47	83	0.5 ± 0.057

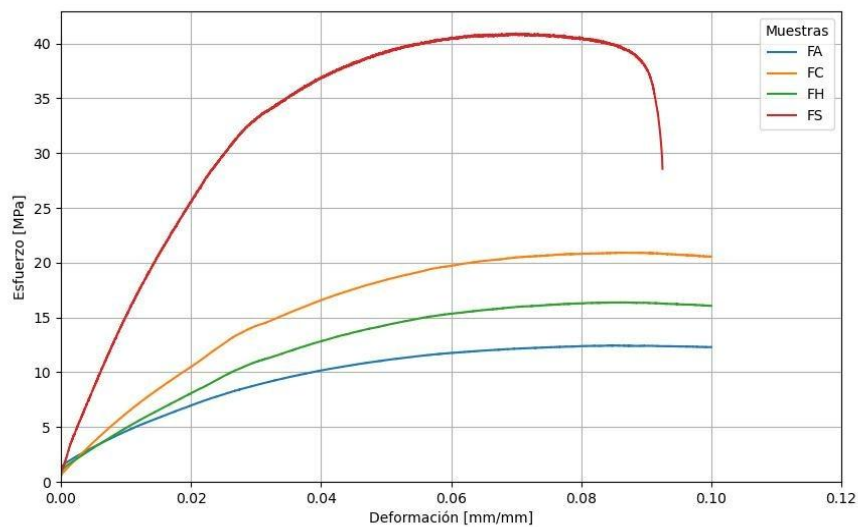


**Figura 3.** Efecto de la absorción de agua sobre las propiedades mecánicas de la PA-CF a tensión (Fuente de elaboración: propia).

La Figura 3 muestra la tendencia opuesta entre la resistencia máxima y la deformación unitaria a la ruptura del compuesto PA6/66–CF en función del contenido de agua absorbida. A medida que la humedad aumenta, la resistencia máxima (curva roja) disminuye, pasando de aproximadamente 30 MPa a 12 MPa, mientras que la deformación a la rotura (curva azul) se incrementa hasta alcanzar valores cercanos a 0.5 mm/mm. Se observa que la mayor pérdida de resistencia y el incremento más pronunciado en la ductilidad ocurren en los primeros porcentajes de absorción de agua, lo que indica una alta sensibilidad inicial de la matriz polimérica al ingreso de humedad. Este comportamiento confirma el efecto plastificante del agua, que reduce la rigidez y la cohesión intermolecular de la matriz, favoreciendo la deformabilidad, pero deteriorando la capacidad portante del material incluso con bajos niveles de humedad.

### Propiedades mecánicas a flexión

La Figura 4 muestra las curvas esfuerzo–deformación en flexión de la PA-CF bajo las cuatro condiciones de humedad estudiadas. Se observa una disminución progresiva del módulo y de la resistencia a flexión conforme aumenta el contenido de agua, junto con una transición desde un comportamiento rígido y frágil en las muestras secas (FS) hacia una respuesta más dúctil en las muestras humedecidas (FC, FH y FA), comportamiento consistente con el comportamiento bajo cargas tensiles. Este cambio refleja nuevamente el efecto plastificante del agua sobre la matriz polimérica, que reduce la rigidez y la resistencia del material al incrementar su capacidad de deformación.



**Figura 4.** Curvas de esfuerzo-deformación obtenidas de las pruebas de flexión para las cuatro condiciones de humedad (Fuente de elaboración: propia).

La curva correspondiente a la muestra FS presenta un módulo a flexión más elevado y mayor esfuerzo máximo, ~40 MPa. Este comportamiento refleja una alta rigidez flexural y una efectiva transferencia de esfuerzos entre la matriz y las fibras cortas de carbono, atribuible a una interfase bien adherida y libre de plasticización. La caída abrupta posterior al punto máximo indica un modo de falla frágil y cohesivo, característico de una matriz rígida y con escasa movilidad molecular. En contraste, la muestra FC, con un contenido de agua inferior al 2 %, muestra una reducción muy pronunciada de las propiedades mecánicas, con el esfuerzo máximo disminuyendo aproximadamente a la mitad respecto a la condición seca (~20 MPa). Esta caída abrupta confirma que los primeros porcentajes de humedad tienen un impacto muy significativo sobre la integridad mecánica del compuesto, ya que una mínima cantidad de agua absorbida es suficiente para romper parte de los enlaces de hidrógeno inter e intramoleculares, alterar la cohesión de la matriz y debilitar la resistencia al corte interfacial.

A partir de este punto, la matriz adquiere cierta capacidad de relajación y deformación, lo que explica el aumento de la ductilidad y la aparición de un tramo plástico más extendido en la curva. Los resultados son consistentes con la literatura científica, donde se ha reportado que, a bajas concentraciones de agua, de hasta un 5%, se produce una interacción significativa entre el polímero y el solvente, específicamente con el grupo carbonilo de la función amida y esta interacción induce procesos de degradación en el material, lo que a su vez genera cambios notables en sus propiedades físicas y mecánicas [7].

La muestra FH, con un contenido de humedad alrededor del 7 %, presenta una pendiente inicial más suave y un esfuerzo máximo cercano a 15 MPa, pero la reducción adicional respecto a FC es mucho menor. Este comportamiento indica que, una vez que la matriz ha sido parcialmente plastificada, el incremento de agua adicional tiene un efecto más moderado sobre la degradación de las propiedades, limitándose principalmente a aumentar la deformabilidad. Finalmente, la muestra FA, con un ~22 % de agua absorbida, presenta la menor rigidez y resistencia (~12 MPa), pero con la máxima deformación antes del descenso del esfuerzo. En esta condición de saturación, la matriz se comporta como un material altamente plastificado, con pérdida casi total de rigidez, pero aumento notable en la tenacidad aparente, resultado de la coalescencia de microcavidades y del arranque progresivo de fibras sin fractura visible. La Tabla 3 presenta los resultados de las propiedades a flexión en función de la absorción de agua.

**Tabla 3.** Efecto de la absorción de agua en las propiedades mecánicas de la PA-CF bajo flexión.

Condición	Absorción de agua (%)	$\sigma_u$ (MPa)	Porcentaje de pérdida (%)	Módulo de flexión (MPa)	Porcentaje de pérdida (%)	Deformación unitaria a la ruptura (mm/mm)
FS	0	40.92 ± 4.19	-	1409 ± 437.04	-	0.092 ± 0.03
FC	1.96	20.92 ± 0.32	48.9%	560 ± 15.65	60.3%	0.1 ± 0.004
FH	7.13	16.38 ± 0.46	60%	385 ± 17.73	72.7%	0.12 ± 0.009
FA	21.93	12.45 ± 0.33	69.6%	320 ± 33.60	77.3%	0.13 ± 0.009

En el compuesto estudiado, la presencia de fibras de carbono puede reducir parcialmente la difusividad efectiva, al introducir barreras físicas y caminos tortuosos para la migración de las moléculas de agua. Sin embargo, bajo inmersión prolongada, el agua alcanza regiones interfaciales menos protegidas, provocando una saturación local y debilitamiento de la cohesión matriz-fibra. En síntesis, el agua actúa incrementalmente como plastificante y agente debilitante de la interfase: aumenta la movilidad segmentaria y la tenacidad aparente, pero reduce la cohesión intermolecular, de modo que la contribución efectiva de las fibras al refuerzo decae con la humedad. Los defectos y la porosidad inherentes al proceso FDM amplifican estos efectos al ofrecer rutas preferenciales de difusión y localización de fallo, por lo que el diseño y el control de la interfase (sizing, tratamientos, optimización de parámetros de impresión y post-tratamientos) son determinantes para mitigar la pérdida de desempeño en ambientes higrotérmicos.

## Conclusiones

El presente estudio permitió analizar el efecto de la absorción de humedad en las propiedades mecánicas a tensión y flexión de la PA-CF fabricada por FDM. Los resultados mostraron que la absorción de agua influye directamente en el comportamiento mecánico del material, modificando su rigidez, resistencia y ductilidad. El agua absorbida actúa como un agente plastificante, rompiendo los enlaces intermoleculares entre las cadenas amida y favoreciendo su movilidad. Se observó una reducción progresiva en la resistencia máxima y el módulo tanto en tensión como en flexión en función del incremento en el contenido de humedad. Con niveles de absorción de agua cercanos al 2 % (condiciones ambientales), la resistencia máxima disminuyó aproximadamente un 34 % en tensión y un 49 % en flexión, respecto a las probetas secas. De manera similar, el módulo elástico se redujo cerca de un 68 %, y el módulo de flexión alrededor de un 60 %. A medida que el contenido de humedad aumenta (> 20 %), el material presenta una pérdida significativa de rigidez estructural, evidenciada por una caída de hasta 60 % en la resistencia a tensión y 70 % en la resistencia a flexión. Estos resultados confirman que la humedad ambiental y el tiempo de exposición son factores críticos que deben considerarse en el diseño de componentes funcionales de PA-CF fabricados por FDM, especialmente en aplicaciones estructurales, donde la estabilidad mecánica y dimensional bajo distintas condiciones ambientales es determinante.

## Agradecimientos

N. Camacho, S. Piedra, R. Hernández-Bravo y A. Gómez-Ortega expresan su agradecimiento al programa Investigadoras e Investigadores por México – SECIHTI. Asimismo, se reconoce el respaldo del Laboratorio Nacional de CONAHCYT de Investigación y Tecnologías Médicas (LANITEM). Finalmente, se agradece el apoyo financiero recibido por M. Picazo-Meza mediante una beca de posgrado No. 651c82ebac9e124bbf90ee43-1077412 de SECIHTI.

## Declaración de conflicto de interés

Los autores no informaron ningún posible conflicto de intereses relacionado a esta publicación

## Referencias

- [1] A. Dey y Y. Yodo, A systematic survey of FDM process parameter optimization and their influence on mechanical properties, *Materials Today: Proceedings*, 26(2) (2019) 1283–1293.
- [2] A. Dimitrellou, K.D. Antoniadis, P.J. Tsanakas, D.G. Aggelis, Evaluation of mechanical and dynamic mechanical properties of 3D-printed PA-CF, PC, and PLA polymers, *Journal of Materials Research and Technology*, 27 (2024) 1979–1991.
- [3] R. Venkatesh, S. Britto, Experimental analysis on mechanical properties of carbon fiber reinforced polymers (CFRP) processed by FDM, *Materials Today: Proceedings*, 62 (2023) 1223–1230.
- [4] X. Peng, H. Liu, H. Gao, J. Zhang, Effects of build-plate temperature on the mechanical properties and interlayer adhesion of carbon fiber reinforced PA6 composites fabricated by FDM, *Journal of Materials Processing Technology*, 279 (2020) 116562.
- [5] M. Abderrafai, A. Yahya, M. Belei, et al., Influence of build chamber temperature on mechanical performance of carbon fiber reinforced polyamide composites fabricated by FDM, *Journal of Manufacturing Processes*, (2025) 115462.
- [6] L.-T. Lim, I.J. Britt, M.A. Tung, Sorption and transport of water vapor in nylon 6,6 film, *Journal of Applied Polymer Science*, 71 (1999) 197–206.