







<https://dx.doi.org/10.17488/RMIB.47.2.1618>

E-LOCATION ID: e1618

# Evaluación comparativa de filamentos de ácido poliláctico y polietileno tereftalato glicol para la generación de hidroxiapatita en piezas 3D

## Comparative evaluation of polylactic acid and polyethylene terephthalate glycol filaments for the generation of hydroxyapatite in 3D models

Jorge Carlos Rios-Hurtado<sup>1</sup>  , Frida Sofia Ibarra Cazares<sup>1</sup> , Sergio Emmanuel González-Pérez<sup>1</sup>   
Sandra Cecilia Esparza-González<sup>1</sup>  Gustavo Soria-Arguello<sup>1</sup> 

<sup>1</sup>Universidad Autónoma de Coahuila, Saltillo, Coahuila - México.

### RESUMEN

La manufactura aditiva se ha consolidado como una tecnología clave en la odontología, al posibilitar la fabricación de dispositivos personalizados con precisión y en tiempos reducidos. Entre los filamentos más empleados se encuentran el ácido poliláctico (PLA) y el tereftalato de polietileno modificado con glicol (PETG), ambos ya utilizados en el ámbito clínico. Este estudio presenta una evaluación comparativa de los filamentos de PLA y PETG en la generación de hidroxiapatita (HA), sobre piezas impresas en 3D, mediante un tratamiento hidrotermal en solución de fluido corporal simulado (SBF). Se imprimieron modelos dentales con filamentos de PLA y PETG bajo condiciones controladas, que fueron sumergidos en SBF durante 7, 14 y 21 días. Se realizó caracterización por espectroscopia infrarroja (FT-IR), difracción de rayos X (DRX) y microscopía electrónica de barrido (MEB) para evaluar modificaciones superficiales y formación mineral. Los resultados mostraron que el PLA, debido a su mayor porosidad y rugosidad, favoreció una nucleación temprana de hidroxiapatita, presentando una capa estable a los 21 días. El PETG presentó una nucleación lenta, pero a los 21 días mostró aglomerados característicos de hidroxiapatita. Los ensayos de citotoxicidad con fibroblastos 3T3 confirmaron que ambos materiales mantuvieron viabilidades celulares superiores al 70 %.

**Palabras clave:** filamentos, hidroxiapatita, impresión 3D, PLA, PETG.

### ABSTRACT

Additive manufacturing has established itself as a key technology in dentistry, enabling the manufacture of customized devices with precision and in reduced times. Among the most widely used filaments are polylactic acid (PLA) and glycol-modified polyethylene terephthalate (PETG), both now used in clinical performance. This study presents a comparative evaluation of PLA and PETG filaments in the generation of hydroxyapatite on 3D-printed pieces through hydrothermal treatment in simulated body fluid (SBF) solution. Dental models were printed with PLA and PETG filaments under controlled conditions and immersed in SBF for 7, 14, and 21 days. Characterization was made with infrared spectroscopy (FT-IR), X-ray diffraction (XRD), and scanning electron microscopy (SEM) to evaluate surface modifications and mineral formation. The results showed that PLA, due to its greater porosity and roughness, favored early hydroxyapatite nucleation, presenting a stable layer at 21 days. PETG showed slow nucleation, but at 21 days it showed characteristic hydroxyapatite agglomerates. Cytotoxicity tests with 3T3 fibroblasts confirmed that both materials maintained cell viability above 70 %.

**Keywords:** filaments, hydroxyapatite, 3D printing, PLA, PETG.

#### Autor de correspondencia

NAME: **Jorge Carlos Ríos-Hurtado**  
INSTITUTION: **Universidad Autónoma de Coahuila, Saltillo, Coahuila - México.**  
ADDRESS: **Carretera 57 Km.5 Estancias de San Juan Bautista, 25710, Monclova, Coahuila, México.**  
EMAIL: [jorgerios@uadec.edu.mx](mailto:jorgerios@uadec.edu.mx)

#### Recibido:

13 de octubre de 2025

#### Aceptado:

15 de diciembre de 2025

#### Publicado:

16 de junio de 2026

## INTRODUCCIÓN

Con la aparición de la fabricación aditiva en la rama de la odontología ha permitido el desarrollo de soluciones personalizadas para cada paciente en diferentes aplicaciones como lo son las prótesis dentales, las guías de implantes y los andamios para la regeneración ósea. La hidroxiapatita es un material cerámico que se utiliza en estas aplicaciones, debido a que su composición elemental es similar a la del tejidos óseo y dental de los humanos. En su forma sintética, esta forma de fosfato de calcio, proporciona propiedades osteoinductoras y bioactivas, que permiten mejorar la adhesión, proliferación e integración celular y de tejidos. Debido a esto, la adición de este material en matrices poliméricas como el PLA y el PETG se considera prometedora para modelos dentales impresos en 3D. Lo anterior permite mejorar la interfaz biológica y mantiene la resistencia mecánica de los materiales impresos<sup>[1][2]</sup>.

En un contexto de aplicaciones dentales, el PLA se ha utilizado como un material para aplicaciones médicas, debido a su biodegradabilidad, facilidad de procesamiento y su biocompatibilidad. Su lenta degradación por hidrólisis (3 - 5 años) permite que el material sea útil para aplicaciones dentales temporales<sup>[2][3]</sup>. El PETG, por otro lado, ofrece una estabilidad térmica y propiedades de ductilidad que dan ciertas ventajas para estas aplicaciones<sup>[4]</sup>. Ambos materiales son de interés en el campo biomédico como matrices portadoras de rellenos bioactivos debido a su biocompatibilidad y favorables características de impresión. Sin embargo, tanto el PLA como el PETG tienen ventajas y limitaciones que deben ser cuidadas para cumplir con los requisitos para aplicaciones dentales.

Las características del PLA como su temperatura de transición vítrea ( $T_g$ ), puede hacer que las aplicaciones dentales sean más limitadas a coronas provisionales. El PETG ofrece mejores propiedades mecánicas y de estabilidad térmica, lo que permite que sea utilizado en aplicaciones como férulas dentales, coronas y aplicaciones que requieren mayor estabilidad en las condiciones bucales<sup>[4]</sup>.

Se ha demostrado que la incorporación de HA en PLA y PETG mejora la bioactividad de los compuestos resultantes, ya que este proceso mejora la adsorción de ciertas proteínas y además aumenta el proceso de adhesión celular<sup>[5]</sup>. También, se ha demostrado que la presencia de HA en la superficie mejora la capacidad de reducir los procesos inflamatorios y facilita la osteointegración, un factor importante en aplicaciones como la fabricación de andamios para la regeneración ósea y los recubrimientos de implantes dentales<sup>[6]</sup>

Los estudios que emplean técnicas de mineralización biomimética han demostrado además que los andamios de PLA recubiertos con HA promueven una superficie más osteoconductor, lo que favorece el crecimiento, la adhesión, y la diferenciación de células similares a los osteoblastos in vitro <sup>[7][8][9]</sup>. Son pocos los estudios sobre el PETG y HA adicionada, sin embargo al mostrar una textura más lisa en la superficie del PETG, al combinar con partículas de HA dispersas en la superficie, mejoran la interacción con las células <sup>[1][4]</sup>. El PETG además favorece la adhesión y proliferación celular en condiciones controladas, ya que es un material con biocompatibilidad favorable<sup>[10]</sup>

Aunque las comparaciones directas entre el PETG y el PLA con modificaciones de HA son limitadas, las propiedades mecánicas y la estabilidad térmica mejoradas del PETG sugieren que podría ofrecer ciertas ventajas en situaciones que requieren una mayor durabilidad a largo plazo y resistencia a las fluctuaciones de temperatura en el entorno bucal. Además, la posibilidad de modificar las superficies de PETG mediante un recubrimiento de HA puede aumentar aún más su bioactividad, lo que lo convierte en una alternativa competitiva al PLA para aplicaciones dentales específicas que exigen una combinación de resistencia, flexibilidad y funcionalidad biológica.

Es por lo anterior, que el presente estudio se evaluó el uso de filamentos de PLA y PETG en la impresión 3D de piezas, para el crecimiento de HA con solución SBF.

## MATERIALES Y MÉTODOS

### Selección del diseño y parámetro de impresión 3D

Los filamentos de PETG y PLA fueron adquiridos comercialmente (SUNLU®). La pieza dental (Figura 1) se tomó y se modificó a través del software CURA®. Es la simulación de un órgano dental específicamente un primer molar superior. Los parámetros de impresión más relevantes para el estudio, se resumen en la Tabla 1. Dado que ambos materiales termoplásticos presentan diferentes temperaturas de fusión, los parámetros que se modificaron específicamente para la impresión fueron la temperatura de la placa de impresión y la temperatura de la boquilla del extrusor. Los parámetros que se mantuvieron similares durante la impresión fueron un patrón de relleno de líneas, con un 100 % de relleno y una velocidad de impresión de 60 mm/s. Para la impresión de las piezas se utilizó la impresora SUNLU® modelo T3.



Figura 1. Diseño del primer molar superior para su impresión.

Tabla 1. Parámetros de impresión 3D para las piezas dentales.

Parámetros de impresión 3D		
Parámetro	PLA	PETG
Temperatura de la placa de impresión	90 °C	110 °C
Temperatura de impresión	220 °C	240 °C

### Modificación de las piezas impresas mediante método hidrotermal en SBF

La metodología para la modificación de ambos materiales se realizó como se muestra en la Figura 2. Se preparó una solución de suero fisiológico simulado, a través de la adición de diversos iones que asimilan a los que se encuentran en el torrente sanguíneo, de acuerdo con el método de Kokubo <sup>[11]</sup>. Para la preparación de la solución de SBF se realizaron disoluciones de CaCl<sub>2</sub>, KCl, NaHCO<sub>3</sub>, NaCl, K<sub>2</sub>HPO<sub>4</sub> · 3 H<sub>2</sub>O, MgCl<sub>2</sub> · 6 H<sub>2</sub>O y Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> en agua desionizada de acuerdo con las concentraciones presentadas en la Tabla 2. El pH de la solución se ajustó a 7.5 y la temperatura se mantuvo a 37 °C durante todo el proceso.

Tabla 2. Concentración de los iones del plasma sanguíneo y de la solución SBF [11].

Preparación de solución SBF		
Iones	Concentración en plasma sanguíneo (Mm)	Concentración en la solución SBF (Mm)
Na <sup>+</sup>	142	142
K <sup>+</sup>	5	5
Ca <sub>2</sub> <sup>+</sup>	2.5	2.5
Mg <sub>2</sub> <sup>+</sup>	1.5	1.5
HCO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	27	4.2
Cl <sup>-</sup>	103	148.5
HPO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	1	1
SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	0.5	0.5

Al tener las piezas impresas, se sumergieron en 25 mL de la solución SBF a 37 °C, en tubos cónicos falcon de 50 mL. Posteriormente, se llevaron a incubar a 37 °C durante 7, 14 y 21 días, cambiando por suero fresco cada 48 h. Pasado el tiempo, las piezas se enjuagaron y se secaron a temperatura ambiente durante 24 h.

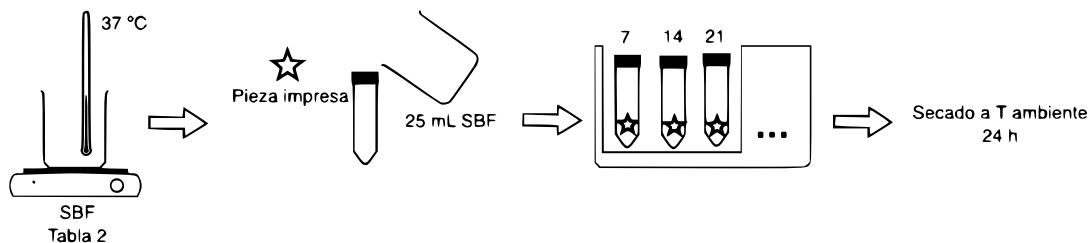


Figura 2. Diagrama de la metodología para la modificación de las piezas impresas 3D por el método hidrotermal.

### Caracterización de las piezas impresas 3D y modificadas con método hidrotermal

Para la identificación cualitativa de la química superficial de las piezas impresas, se efectuó mediante FT-IR. Dicho análisis se llevó a cabo utilizando un espectrómetro Perkin Elmer Nicolet Nexus 47, lo que permitió confirmar la presencia de enlaces y grupos funcionales característicos del material. El método de DRX se utilizó para la determinación de la estructura cristalina, para ello se utilizó un difractómetro Bruker D8 Advance. El análisis se efectuó en un rango de  $2\theta$  comprendido entre los 20° y 80°, usando un paso de 0.02° y una velocidad de 2° por minuto. Con el propósito de examinar la morfología se realizaron microscopias electrónicas de barrido. Para ello se empleó un equipo JEOL JSM-7401F, el cual permitió obtener imágenes detalladas de la superficie de las muestras.

### Evaluación de citotoxicidad de las piezas 3D impresas

Con la finalidad de determinar la citotoxicidad de las piezas, se utilizó una línea celular 3T3, fibroblastos de ratón, cultivadas en medio DMEM al 10% de suero bovino fetal, con antibióticos a una temperatura de 37 °C y atmósfera de CO<sub>2</sub> (5%). Se tomó una muestra de 7,500 células y se sembraron en placas de 96 pozos. Tras 24 horas de incubación, se añadieron las muestras correspondientes en cada pozo, utilizando tres réplicas por tratamiento. Posteriormente, las células se mantuvieron por otras 24 horas a temperatura de incubación estándar (37 °C ± 1), utilizando una atmósfera de CO<sub>2</sub> (5%). En primer lugar, se retiraron las muestras de cada pozo y se adicionaron

20  $\mu\text{L}$  del reactivo 3-(4,5-dimetiltiazol-2-il)-2,5-difeniltetrazolio (MTT) por pozo. Las placas se incubaron por 4 horas en las condiciones antes mencionadas. Posteriormente, se retiró el exceso de medio de cultivo y se agregaron 100  $\mu\text{L}$  de dimetilsulfóxido (DMSO) en cada pozo para eliminar los cristales formados por la reacción del MTT. Finalmente, se utilizó un lector de microplacas tipo ELISA, para la determinación de la absorbancia ( $\lambda = 570 \text{ nm}$ ). Se compararon los valores con el grupo control para realizar la estimación de la viabilidad celular (%), la cual se calculó mediante la siguiente fórmula:

$$\% \text{ Viabilidad celular} = \frac{\text{Absorbancia de células tratadas}}{\text{Absorbancia de células control}} \times 100 \quad (1)$$

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### Propiedades superficiales de las piezas impresas 3D

El espectro FT-IR de la pieza impresa correspondiente al filamento de PLA, se muestra en la Figura 3. En la Tabla 3, se resumen las bandas más importantes del espectro. De acuerdo con la estructura química del ácido poliláctico, los grupos funcionales principales de la estructura son grupos alifáticos y el grupo éster de la cadena principal polimérica. Las bandas de 2955.30 y 2845.70  $\text{cm}^{-1}$  corresponden a los grupos alifáticos, con la señal de estiramiento del grupo  $-\text{C}-\text{H}$ . En 1722.50  $\text{cm}^{-1}$  se puede atribuir a la tensión del grupo carbonilo correspondiente a la estructura principal del PLA, que es un éster. Las bandas de 1451.30 y 1362.20  $\text{cm}^{-1}$  corresponde a los estiramientos asimétricos del grupo  $-\text{C}-\text{H}$ , también conocido como sobre tonos. Así también, se observa a 1088.20 y 723.90  $\text{cm}^{-1}$  sobre tonos correspondientes a la tensión del grupo carbonilo<sup>[12]</sup>. La presencia de estas bandas indica que no existe una modificación de la estructura química del material después de la impresión 3D. Pérez-Dávila y cols. en el 2022<sup>[13]</sup> indicaron que tras una esterilización, el PLA mantiene sus bandas de infrarrojo sin modificaciones químicas aparentes.

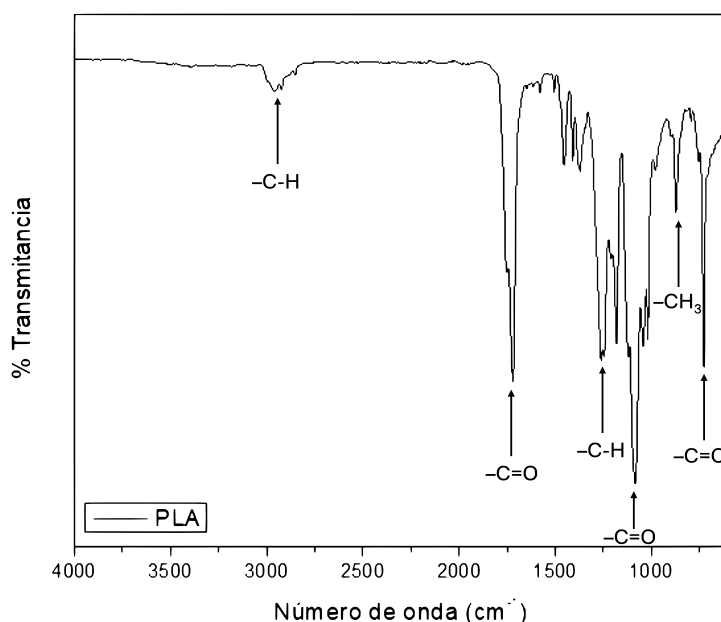
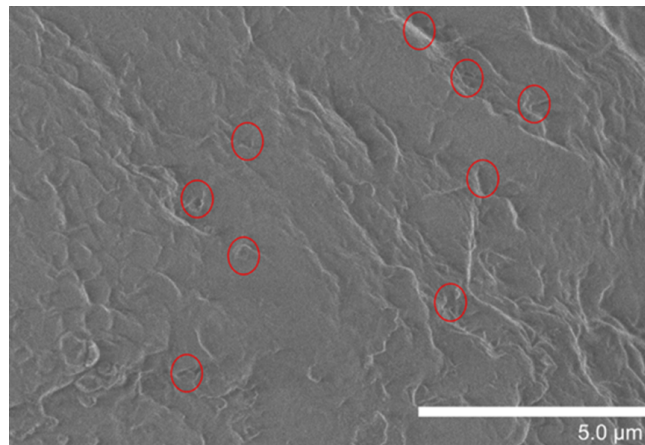


Figura 3. Espectro de infrarrojo de la pieza impresa con filamento de PLA.

**Tabla 3.** Principales bandas observadas en el espectro FT-IR para la pieza impresa con filamento de PLA.

Preparación de solución SBF	
Número de onda ( $\text{cm}^{-1}$ )	Atribución
2955.30	Estiramiento -C-H
2845.70	Grupos alifáticos
1722.50	Tensión -C=O Grupo éster
1451.30	Vibraciones -C-H
1362.20	Asimétricas
1088.20	-C=O
874.90	Grupo -CH <sub>3</sub> de la cadena polimérica
723.90	-C=O

La superficie del material impreso de PLA, obtenida mediante MEB, se presenta en la Figura 4. La superficie presenta rugosidad, debido a los parámetros de impresión, ya que la boquilla se retrae y puede generar este tipo de estructuras. Además, en los círculos rojos, se observa también, la presencia de poros. Estos poros pueden ser beneficios al momento de poner en contacto la pieza impresa en la solución SBF, para que sea capaz de permear a través de la pieza y formar fosfatos de calcio e hidroxiapatita, en la superficie y dentro de la pieza. Maia-Pinto y cols. (2020) encontraron también estructuras porosas en andamiajes de PLA, las cuales promovieron la mineralización biomimética<sup>[14]</sup>. Kim y cols. (2021) demostraron que cuando la estructura es porosa, favorece la bioactividad y la biomineralización<sup>[15]</sup>.

**Figura 4.** Superficie de la pieza impresa 3D con el filamento de PLA obtenida mediante MEB.

Por otro lado, el espectro IR para la pieza impresa de PETG se muestra en la Figura 5. Las bandas características de la estructura química del PETG se observan claramente en el espectro, las cuales se resumen en la Tabla 4. A  $3068.90 \text{ cm}^{-1}$  se presenta una pequeña banda atribuible al estiramiento del -C-H en el grupo aromático, así como las vibraciones del grupo -C=C a  $1506.50 \text{ cm}^{-1}$ . Además se presentan los estiramientos -C-H en grupos alifáticos correspondientes a la cadena polimérica, en las bandas de  $2965.00$  y  $2855.60 \text{ cm}^{-1}$  y las vibraciones fuera del plano a  $873.90$  y  $724.00 \text{ cm}^{-1}$ . Con respecto al grupo funcional éster, se presentan las bandas características de la tensión del grupo -C=O, a  $1714.40 \text{ cm}^{-1}$ , así como los estiramientos -C-O y -C-O-C, a  $1410.40$ ,  $1241.3$ ,  $1092.60$  y  $1016.80 \text{ cm}^{-1}$ . Bandas similares a las presentadas fueron reportadas por Paszkiewicz y cols. en el 2017<sup>[16]</sup>.

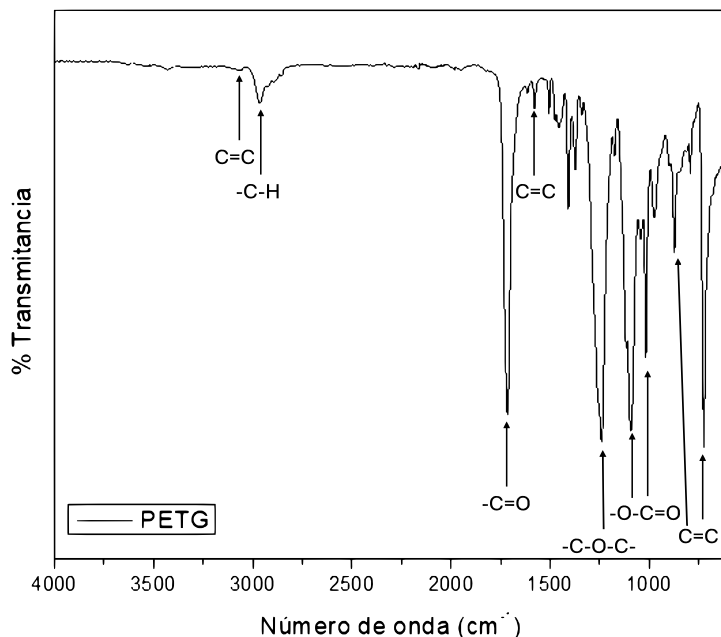
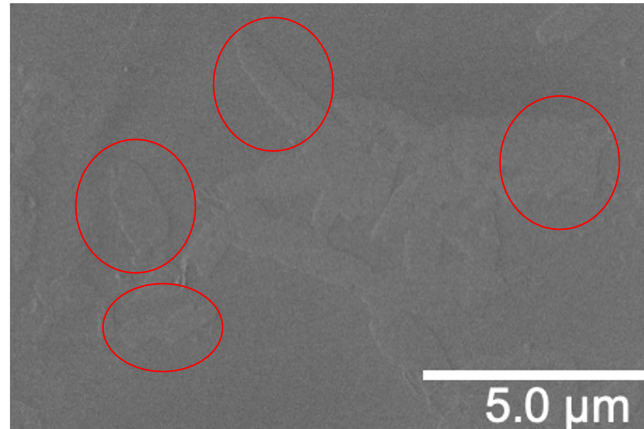


Figura 5. Espectro de infrarrojo de la pieza impresa con filamento de PETG.

Tabla 4. Principales bandas observadas en el espectro FT-IR para la pieza impresa con filamento de PETG.

Preparación de solución SBF	
Número de onda ( $\text{cm}^{-1}$ )	Atribución
3068.90	Estiramiento $\text{-C-H}$ Grupo aromático
2965.00	Estiramiento $\text{-C-H}$
2855.60	Grupos alifáticos
1714.40	Tensión $\text{-C=O}$ Grupo éster
1506.50	Vibraciones $\text{-C=C}$ Anillo aromático
1410.40	$\text{-C-O}$ del grupo éster
1241.30	Estiramientos $\text{C-O-C}$
1092.60	Grupo éster
1016.80	
873.90	Vibraciones fuera del plano del anillo aromático
724.00	

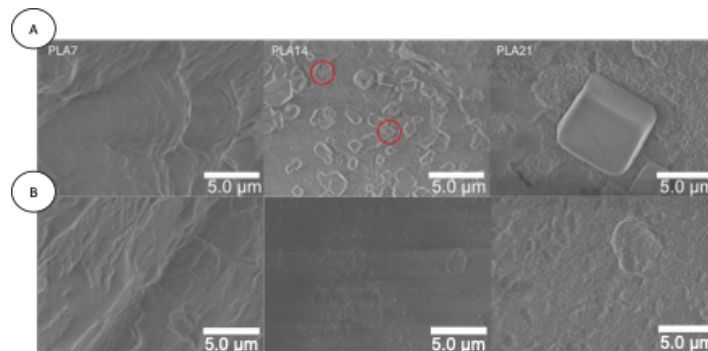
La superficie que se observa en el MEB de la pieza impresa en 3D de PETG (Figura 6), también muestra rugosidad como la obtenida mediante el filamento de PLA, algunos ejemplos son remarcados en un círculo rojo en la microscopia. Daskalakis y cols. en el 2025, encontraron que la rugosidad aumenta las propiedades hidrofílicas del material, lo que favorece una mejor proliferación celular<sup>[17]</sup>. Sin embargo, se observa que la superficie es más lisa que la de la pieza impresa mediante filamento de PLA, indicando una correcta adherencia capa por capa dentro del material, como se conoce con la técnica de modelado por deposición fundida<sup>[18]</sup>. A simple vista y a esta escala, no se observa porosidad dentro de la superficie del material.



**Figura 6.** Superficie de la pieza impresa 3D con el filamento de PETG obtenida mediante MEB.

### Formación de hidroxiapatita en al superficie de las piezas impresas 3D

Al poner en contacto las piezas impresas de PLA con la solución SBF a 37.5 °C, la superficie del material se modificó progresivamente (Figura 7A). A los 7 días, se observó una superficie con rugosidades similares a la pieza inicial, aunque con tendencia a alisarse y presentar porosidades, posiblemente asociadas al desprendimiento de fragmentos del filamento no completamente adheridos durante la impresión. La porosidad es clave para la biomineralización, cuando se ponen en contacto materiales con medios fisiológicos<sup>[15]</sup>. Tras 14 días, se evidenció la cristalización de fosfatos de calcio, atribuida a la nucleación de hidroxiapatita, con partículas de menor tamaño dispersas en la superficie. Finalmente, a los 21 días, los cristales alcanzaron un mayor tamaño, indicando que este periodo puede considerarse adecuado para la generación de una capa superficial de hidroxiapatita<sup>[19]</sup>.

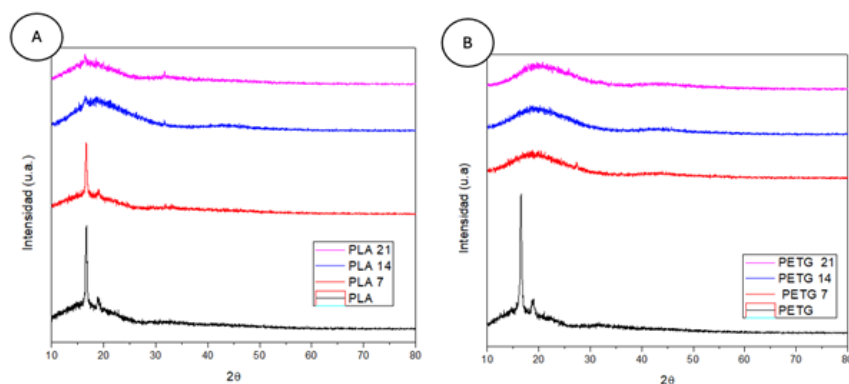


**Figura 7.** Superficie de las piezas impresas de PLA (A) y PETG (B) sumergidas en SBF durante 7, 14 y 21 días obtenidas mediante MEB.

Por otro lado, la superficie del PETG se presenta en la Figura 7B, y las piezas sumergidas en SBF durante 7, 14 y 21 días. Al poner en contacto la pieza con la solución de SBF a los 7 días de exposición (PETG 7), la superficie conserva una morfología relativamente lisa con presencia de pliegues y rugosidades propias del proceso de impresión 3D, sin evidencias claras de depósitos minerales. Este comportamiento es consistente con la etapa inicial de interacción entre el polímero y la solución, en la cual la nucleación de fosfatos de calcio aún no es significativa. Después de 14 días (PETG 14), se comienzan a observar acumulaciones irregulares distribuidas de manera heterogénea en la superficie, lo que sugiere la nucleación inicial de cristales de fosfato de calcio. Estos depósitos, de tamaño micrométrico, indican que la solución SBF logró permear y favorecer la precipitación de especies minerales, tal como ha sido reportado en estudios de bioactividad de polímeros modificados o compuestos con materiales inorgánicos.

Finalmente, tras 21 días de inmersión (PETG 21), se evidencia un cambio notable en la superficie, con la formación de estructuras esféricas y aglomerados de mayor tamaño, característicos de la cristalización de hidroxiapatita. La cobertura parcial de la superficie y el aumento en el tamaño de los cristales sugieren que este es un tiempo adecuado para la formación de una capa mineralizada estable. Resultados similares han sido descritos en la literatura, donde la hidroxiapatita comienza a consolidarse sobre polímeros biodegradables y no biodegradables después de periodos superiores a 14 días en SBF<sup>[17][20]</sup>.

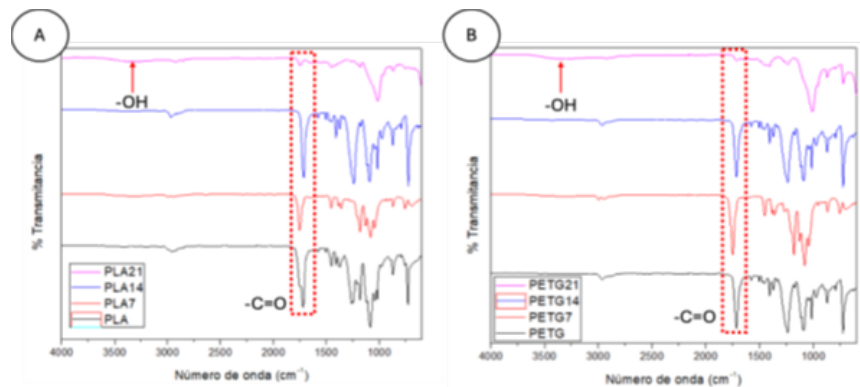
Para confirmar la estructura cristalina de las partículas observadas en la microscopia, se realizaron las caracterizaciones mediante DRX. En la Figura 8A, se muestran los difractogramas de las piezas impresas con filamento de PLA y sumergidas en la solución SBF durante 7, 14 y 21 días, así como una pieza sin tratamiento. La pieza impresa sin incubación (PLA0) presenta un patrón característico del polímero amorfo/semi-cristalino, con señales en  $16.7^\circ$  y  $18.6^\circ$ , y no hay otras señales observables, lo que indica que el material comercial únicamente está formado por el polímero<sup>[21]</sup>. Al someter las piezas impresas a incubación con SBF, a los 7 días aparecen los mismos picos a  $16.7^\circ$  y  $18.6^\circ$ , lo que indica que en este tiempo, no existe aún formación de especies inorgánicas en la superficie, ya que se mantiene el comportamiento amorfo del PLA. A los 14 días de incubación, se comienza a observar un pico a  $31.8^\circ$  y un pequeño pico a  $25.7^\circ$ , las cuales pueden atribuirse a fosfatos de calcio, en particular a la formación de hidroxiapatita o fases relacionadas con fosfatos tricálcicos<sup>[22][23]</sup>. Además, se observa una disminución de la intensidad de las señales características del PLA, lo que sugiere que la superficie se encuentra recubierta por estos fosfatos de calcio. Al pasar 21 días en incubación, el pico de  $31.8^\circ$  se intensificó, lo que indica un mayor grado de formación y cristalización de los fosfatos de calcio. La intensidad de estas señales muestra que a mayor tiempo de inmersión se da un proceso de biomineralización progresiva, favorecido por la interacción del PLA con el medio fisiológico<sup>[24][25]</sup>. Es posible además que la superficie de filamento de PLA funcione como un sustrato para la nucleación de hidroxiapatita. Estos resultados concuerdan con los observados en MEB. A pesar de que la superficie del PETG en microscopia no demuestra presencia alguna de especies depositadas, en los difractogramas (Figura 8B) se observa la presencia de especies amorfas a partir de los 7 días, que puede ser indicativo de un recubrimiento de los iones de la solución SBF en la superficie del material.



**Figura 8.** Difractogramas de las piezas impresas de PLA (A), sin tratamiento (PLA 0), y sumergidas en SBF durante 7 (PLA 7), 14 (PLA 14) y 21 días (PLA 21) y de PETG (B), sin tratamiento (PETG 0), y sumergidas en SBF durante 7 (PETG 7), 14 (PETG 14) y 21 días (PETG 21).

Con la finalidad de entender de qué manera se anclan las partículas de hidroxiapatita, se caracterizó mediante espectroscopia FT-IR, resultados que se muestran en la Figura 9. Para las muestras de PLA (Figura 9A), aparece una banda relacionada al grupo  $\text{OH}^-$  en  $3376\text{ cm}^{-1}$  se atribuye a la formación de hidroxiapatita en la superficie del material, después de los 21 días. Además, la aparición de las señales entre  $1000$  y  $1100\text{ cm}^{-1}$  y  $960\text{ cm}^{-1}$ , indican la vibración del grupo fosfato ( $\text{PO}_4^{3-}$ )<sup>[24]</sup>. Por otro lado, la banda de  $1730\text{ cm}^{-1}$  correspondiente al grupo carbonilo ( $-\text{C}=\text{O}$ ) disminuye de intensidad a partir de los 14 días, lo que puede dar un indicio que la formación

de la hidroxiapatita se da como un anclaje sobre estos grupos funcionales y después de 14 días. El análisis de espectroscopia de infrarrojo en las piezas impresas de PETG (Figura 9B), sumergidas en SBF, durante 7, 14 y 21 días. A simple vista, el material presenta señales similares al material original, sin embargo y como en el caso del PLA, existe una reducción en la intensidad del grupo carbonilo ( $-C=O$ ) lo que da un indicio de que este podría ser un sitio de anclaje para las partículas, a partir de los 21 días. Esto puede ser debido a los pares de electrones libre que presenta el oxígeno en esos grupos funcionales, lo que genera una atracción electrostática hacia los iones positivos de la solución SBF. Además, existe la formación de puentes de hidrógeno y de interacciones de Van der Waals, que permiten el anclaje con los grupos funcionales del material original de impresión.



**Figura 9.** Espectros de infrarrojo de las piezas impresas de PLA (A) y PETG (B) sumergidas en SBF durante 7, 14 y 21 días.

#### Evaluación de citotoxicidad en muestras impresas de PLA, PETG y modificadas mediante método hidrotermal por inmersión en solución SBF durante 21 días

Se realizaron ensayos de la técnica MTT para evaluar la biocompatibilidad de las muestras de PLA y PETG, blancos y los modificados en inmersión en suero fisiológico simulado durante 21 días. Los resultados se muestran en la Figura 10, donde para las células 3T3 (fibroblastos de ratón), todas las muestras son biocompatibles, ya que presentan una viabilidad mayor al 70 %, y de acuerdo con la norma ISO 10993, esto indica que el material no demuestra citotoxicidad en las condiciones probadas en este estudio<sup>[27][28]</sup>. El PLA modificado (PLA21) demostró tener una mejor viabilidad celular (104.82 %) en comparación con el la pieza impresa original (88.06 %) lo que puede indicar que la modificación permite aumentar la biocompatibilidad del material. Además, el material de PETG mostró una mejor viabilidad que el PLA. Esto indica un efecto positivo de la capa superficial mineralizada sobre la proliferación celular, como se presentó en estudios previos<sup>[6][2]</sup>. Las pequeñas diferencias en la viabilidad celular de las piezas modificadas (PLA21 y PETG21) pueden atribuirse a las diferencias que existen entre la química superficial de los filamentos y por ende a la interacción celular, como lo discute Shilov y cols. en el 2022<sup>[6]</sup>.

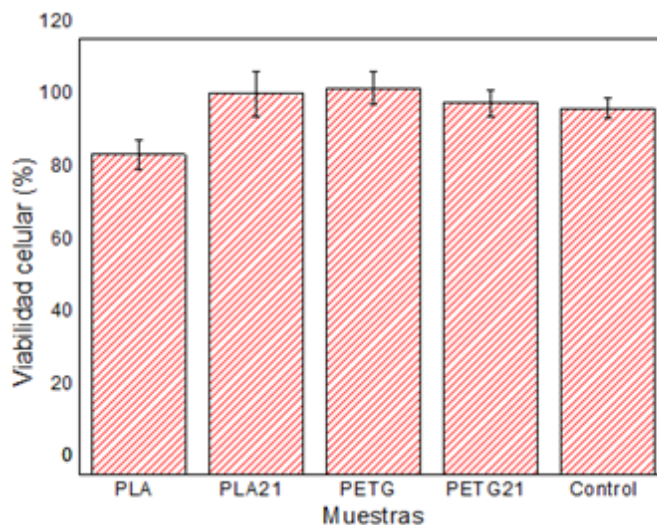


Figura 10. Resultados del viabilidad celular de los materiales sin modificar y modificados en fibroblasto de ratón (3T3).

## CONCLUSIONES

El comportamiento de piezas impresas 3D utilizando filamentos de PLA y de PETG, fue comparado en este trabajo. Ambos materiales presentaron propiedades de interés para la nucleación de hidroxiapatita sobre su superficie, mediante inmersión en suero fisiológico simulado. De acuerdo con los resultados de FT-IR, los grupos funcionales de tipo carbonilo, sirvieron como sitio de anclaje para los iones y favorecer el crecimiento de la hidroxiapatita. El PLA presentó una nucleación a los 14 días, debido a la rugosidad y porosidad observada en la superficie mediante MEB, logrando una capa estable del material cerámico a los 21 días. En contraste, el PETG presentó un tiempo de nucleación más lento, ya que después de los 21 días se observaron presencia de aglomerados superficiales. El análisis de las fases presentes en DRX confirmó la formación de especies inorgánicas sobre la superficie, correspondiente a apatitas, a partir de los 14 días para ambos materiales de impresión. Las piezas impresas demostraron una viabilidad celular mayor al 70 %, lo que ratifica la biocompatibilidad. Además, cuando el material fue modificado con hidroxiapatita en la superficie, la viabilidad celular incremento alcanzado niveles al 100 %, por lo que la modificación mejora las propiedades de biocompatibilidad. Los resultados permiten identificar que ambos materiales presentan potenciales aplicaciones biomédicas.

## Agradecimientos

Los autores agradecen el apoyo a la Dirección de Investigación y Posgrado de la Universidad Autónoma de Coahuila por el apoyo otorgado a través del proyecto IMPULSA UAdeC (DIP-UADEC C01-2024-29). S.E.G.P. agradece a la SEHCITI por la beca otorgada para la realización de sus estudios de doctorado (792772).

## Consideraciones éticas

Los autores declaran que no existen consideraciones éticas o el uso de seres vivos durante el desarrollo de la investigación.

## Consideraciones

Los autores declaran ningún conflicto de interés en la realización del proyecto de investigación y de este artículo.

## REFERENCIAS

- [1] U. T. Strähle, N. Pütz, and M. Hannig, “A coating machine for coating filaments with bioactive nanomaterials for extrusion 3D printing,” *Heliyon*, vol. 10, no. 12, p. e33223, Jun. 2024, doi: <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e33223>
- [2] A. J. R. Barcena, P. Ravi, S. Kundu, and K. Tappa, “Emerging Biomedical and Clinical Applications of 3D-Printed Poly(Lactic Acid)-Based Devices and Delivery Systems,” *Bioengineering*, vol. 11, no. 7, art. no. 705, Jul. 2024, doi: <https://doi.org/10.3390/bioengineering11070705>
- [3] G. Iosub *et al.*, “New Three Dimensional-Printed Polyethylene Terephthalate Glycol Liners for Hip Joint Endoprostheses: A Bioactive Platform for Bone Regeneration,” *Materials*, vol. 18, no. 6, art. no. 1206, Mar. 2025, doi: <https://doi.org/10.3390/ma18061206>
- [4] E. H. Backes *et al.*, “Fabrication of Biocompatible Composites of Poly(lactic acid)/Hydroxyapatite Envisioning Medical Applications,” *Polymer Engineering & Science*, vol. 60, no. 3, pp. 636–644, Jan. 2020, doi: <https://doi.org/10.1002/pen.25322>
- [5] R. F. Martins *et al.*, “Mechanical Properties of Additively Manufactured Polymeric Materials—PLA and PETG—For Biomechanical Applications,” *Polymers*, vol. 16, no. 13, art. no. 1868, Jun. 2024, doi: <https://doi.org/10.3390/polym16131868>
- [6] S. Y. Shilov *et al.*, “Biocompatibility of 3D-Printed PLA, PEEK and PETG: Adhesion of Bone Marrow and Peritoneal Lavage Cells,” *Polymers*, vol. 14, no. 19, art. no. 3958, Sep. 2022, doi: <https://doi.org/10.3390/polym14193958>
- [7] C. E. Corcione *et al.*, “3D printing of hydroxyapatite polymer-based composites for bone tissue engineering,” *Journal of Polymer Engineering*, vol. 37, no. 8, pp. 741–746, Oct. 2017, doi: <https://doi.org/10.1515/polyeng-2016-0194>
- [8] C. A. Orozco-Díaz *et al.*, “Characterization of a composite polylactic acid-hydroxyapatite 3D-printing filament for bone-regeneration,” *Biomedical Physics & Engineering Express*, vol. 6, no. 2, art. no. 025007, Feb. 2020, doi: <https://doi.org/10.1088/2057-1976/ab73f8>
- [9] D. Tichá *et al.*, “Three-Dimensionally-Printed Polymer and Composite Materials for Dental Applications with Focus on Orthodontics,” *Polymers*, vol. 16, no. 22, art. no. 3151, Nov. 2024, doi: <https://doi.org/10.3390/polym16223151>
- [10] M. Kohan *et al.*, “Analysis of PLA/PHB Biopolymer Material with Admixture of Hydroxyapatite and Tricalcium Phosphate for Clinical Use,” *Polymers*, vol. 14, no. 24, art. no. 5357, Dec. 2022, doi: <https://doi.org/10.3390/polym14245357>
- [11] T. Kokubo and H. Takadama, “How useful is SBF in predicting in vivo bone bioactivity,” *Biomaterials*, vol. 27, no. 15, pp. 2907–2915, May 2006, doi: <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2006.01.017>
- [12] A. L. dos Santos *et al.*, “Development and Characterization of 3D-Printed PLA/EG Composite Filaments,” *Polymers*, vol. 16, no. 22, art. no. 3131, 2024, doi: <https://doi.org/10.3390/polym16223131>
- [13] Y. Perez-Davila, F. M. L. Castro, C. A. F. Iglesias, J. M. L. Dapena, and M. J. S. Alvarez, “3D-Printed PLA Medical Devices: Physicochemical Changes and Biological Response after Sterilisation Treatments,” *Polymers*, vol. 14, no. 19, art. no. 4025, 2022, doi: <https://doi.org/10.3390/polym14194117>

- [14] T. R. Maia-Pinto, F. F. Souza, T. A. Lima *et al.*, “Biomimetic Mineralization on 3D Printed PLA Scaffolds: A Promising Approach for Bone Tissue Engineering,” *Materials*, vol. 13, no. 24, p. 5656, 2020, doi: <https://doi.org/10.3390/polym13010074>
- [15] B. S. Kim, J. S. Kim, H. J. Chung *et al.*, “Effect of Morphological Characteristics and Biomineralization of 3D-Printed Gelatin/Hyaluronic Acid/Hydroxyapatite Composite Scaffolds,” *International Journal of Molecular Sciences*, vol. 22, no. 13, art. no. 6794, 2021, doi: <https://doi.org/10.3390/ijms22136794>
- [16] A. Slosarczyk, Z. Paszkiewicz, and C. Paluszkiwicz, “FTIR and XRD evaluation of carbonated hydroxyapatite powders synthesized by wet methods,” *Journal of Molecular Structure*, vols. 744–747, pp. 657–661, Mar. 2005, doi: <https://doi.org/10.1016/j.molstruc.2004.11.078>
- [17] E. Daskalakis *et al.*, “3D-printed PETG/BC for bone tissue repair,” *International Journal of Bioprinting*, Online First, 2025, doi: <https://doi.org/10.36922/IJB025210212>
- [18] R. N. Darie-Nita, M. Rapa, and S. Frackowiak, “Special Features of Polyester-Based Materials for Medical Applications,” *Polymers*, vol. 14, no. 5, art. no. 951, Feb. 2022, doi: <https://doi.org/10.3390/polym14050951>
- [19] J. A. Rodriguez-Nanez, E. M. Muzquiz-Ramos, J. C. Rios-Hurtado *et al.*, “Bioactive glass from eggshells and silica oxide obtained by mechanical milling: Characterization and bioactivity tests,” *Silicon*, vol. 17, pp. 2469–2478, 2025, doi: <https://doi.org/10.1007/s12633-025-03364-x>
- [20] J. Chakraborty, S. Roy, and S. Ghosh, “3D printed hydroxyapatite promotes congruent bone ingrowth in rat load bearing defects,” *Biomedical Materials*, vol. 17, no. 3, Apr. 2022, doi: <https://doi.org/10.1088/1748-605X/ac6471>
- [21] A. Farahani, A. Zarei-Hanzaki, H. R. Abedi, L. Tayebi, and E. Mostafavi, “Polylactic acid piezo-biopolymers: Chemistry, structural evolution, fabrication methods, and tissue engineering applications,” *Journal of Functional Biomaterials*, vol. 12, no. 4, art. no. 71, 2021, doi: <https://doi.org/10.3390/jfb12040071>
- [22] B. Flora *et al.*, “Development of chemically synthesized hydroxyapatite composite with reduced graphene oxide for enhanced mechanical properties,” *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, vol. 142, art. no. 105845, pp. 1–10, Jun. 2023, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2023.105845>
- [23] S. Soleymani and S. M. Naghib, “3D and 4D printing hydroxyapatite-based scaffolds for bone tissue engineering and regeneration,” *Heliyon*, vol. 9, no. 9, e19363, Aug. 2023, doi: <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e19363>
- [24] J. K. Abifarin, D. O. Obada, E. T. Dauda, and D. Dodoo-Arhin, “Experimental data on the characterization of hydroxyapatite synthesized from biowastes,” *Data in Brief*, vol. 26, art. no. 104485, Sep. 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.dib.2019.104485>
- [25] F. Alvarez-Carrasco *et al.*, “Development of Bioactive Hybrid PLA/PMMA Electrospun Fibers Functionalized with Bioglass Nanoparticles,” *International Journal of Molecular Sciences*, vol. 25, no. 13, art. no. 6843, 2024, doi: <https://doi.org/10.3390/ijms25136843>
- [26] X. Wu, K. Walsh, B. L. Hoff, and G. Camci-Unal, “Mineralization of Biomaterials for Bone Tissue Engineering,” *Bioengineering*, vol. 7, no. 4, art. no. 132, Oct. 2020, doi: <https://doi.org/10.3390/bioengineering7040132>
- [27] E. De Leon, A. P. Teske, B. Pais, and G. Grazioli, “Efecto de la intensidad de las unidades de fotopolimerización sobre la biocompatibilidad y resistencia a la flexión de una resina compuesta,” *Odontología*, vol. 24, no. 40, e222, Dec. 2022, doi: <https://doi.org/10.22592/ode2022n40e222>

- [28] M. Olam and N. Tosun, “3D-printed polylactide/hydroxyapatite/titania composite filaments,” *Materials Chemistry and Physics*, vol. 276, art. no. 125267, 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2021.125267>