



Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



Facultad de Ingeniería Química
División de estudios de posgrado de Ingeniería Química

**“Evaluación de recubrimientos de nanopartículas de
plata electrodepositadas sobre aleaciones Ti-6Al-4V
ELI: caracterización fisicoquímica, resistencia a la
corrosión y actividad antimicrobiana.”**

Tesis

Que presenta:

L.BT. Osmar Alfonso Farías Valle

Para la obtención del grado de:

Maestro en Ciencias en Ingeniería Ambiental

Dirección de tesis:

Dr. Roberto Guerra González
Dra. Sandra Edith López Castañeda
Dra. María Guadalupe Carreón Garcidueñas

Morelia, Mich.

Septiembre, 2025

Mesa sinodal

Carreón Garcidueñas María Guadalupe

Guerra González Roberto

López Castañeda Sandra Edith

Rivera Rojas José Luis

Vásquez García Salomón Ramiro

“Nothing in life is to be feared, it is only to be understood. Now is the time to understand more, so that we may fear less.”

— Marie Curie

Agradecimientos

Somos fragmentos de quienes nos rodean, recuerdos compartidos, aprendizajes heredados y piezas de todas las personas a las que queremos. Este trabajo no es únicamente mío, sino el reflejo de todos aquellos que, de una u otra forma, han dejado su huella en mí y me han acompañado en este camino.

A mis padres y a mi hermana, les debo más de lo que las palabras pueden abarcar. Su apoyo incondicional ha sido la base sobre la que he construido cada paso, y su confianza, el impulso para atreverme a ir más allá de mis propios límites. A ellos debo no solo los logros académicos que hoy se plasman en estas páginas, sino también la motivación diaria de querer ser mejor, de encontrar razones para seguir adelante y de tener siempre presente el deseo de llenarlos de orgullo. Nada de esto tendría sentido sin ustedes.

A mis padrinos, Paty y Jorge, y a sus dos hijas, Erandi e Itzel, que para mí son también mis hermanas, gracias por haberme acompañado como a un hijo y hermano más y haberme dado siempre un lugar en su familia.

A toda mi familia, las familias Farías Valle, gracias por todo lo que han hecho por mí y por el cariño sincero que siempre me han brindado. A mi abuelita Eva, con todo mi amor y respeto; a mis tíos y tías, primos y primas, sobrinos y sobrinas por su apoyo constante; a mi comadre, por su confianza y cariño; y a mi ahijada, por recordarme con su alegría la importancia de la familia e inspirarme a ser un modelo a seguir para ella. A quienes ya no están con nosotros, también los incluyo en estas páginas, porque su memoria sigue viva en mis pasos.

A mi primo Kevin y a toda su familia: Eloísa, Javier y Katya Vázquez Mendoza, por haberme abierto las puertas de su hogar y haberme tratado como a un miembro de su familia. Nunca me hicieron sentir solo. Todo eso lo guardo con gratitud profunda. Sepan que, así como ustedes me acogieron, las puertas de mi casa y de mi familia siempre estarán abiertas para ustedes.

A mis compañeros de la Maestría en Ciencias en Ingeniería Ambiental, el Team MCIA. Gracias por ser más que colegas: se volvieron amigos que me acompañaron en los días buenos y en los no tan buenos. No lo hubiera logrado sin ustedes; su amistad es uno de los regalos más valiosos que me llevo de esta etapa.

Un enorme agradecimiento a mis amigos, mi tocayo Alfonso y su hermana Martha Lemus Solorio, por la confianza, la ayuda y las oportunidades que me brindaron de manera tan generosa. Les tengo un profundo cariño y gratitud por todo lo que han significado en este camino.

A mis directores y asesores de tesis, mi más profundo reconocimiento. Al Dr. Roberto Guerra González, por haberme acompañado como asesor durante estos últimos tres años, por recibirme

en la Facultad de Ingeniería Química, mostrarme nuevas líneas de investigación y animarme a emprender esta maestría.

A la Dra. María Guadalupe Carreón Garcidueñas y a la Dra. Sandra Edith López Castañeda, por haber confiado en mí como coasesoras, brindándome la oportunidad de adentrarme en nuevos temas y nuevas formas de pensar. Gracias por haber creído en mí, por darme la oportunidad de colaborar con ustedes y por todo lo que me enseñaron en este proceso. Espero haber cumplido con las expectativas depositadas en mí, y sepan que me llevo los mejores recuerdos de esta colaboración.

De igual forma agradezco enormemente al Dr. José Luis Rivera Rojas, así como al Dr. Salomón Ramiro Vásquez García por sus invaluable aportaciones al desarrollo de esta investigación.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, que ha sido mi casa durante los últimos siete años y el lugar donde me encontré como profesionista y como persona. A la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (Secihti), por el financiamiento que hizo posible este proyecto.

Al Instituto Tecnológico de Morelia, y en particular al Dr. Víctor Manuel Solorio García y el Dr. Miguel Iván Dávila Pérez, por su apoyo en una parte crucial de la experimentación, y a mi gran amigo y colega Bryan Zárate, por haberme acercado a ellos y hacer posible esa colaboración. Así como a los TLC Pedro Zamudio de la Torre, QFB Luz Elena Mercado Bravo y MSP José Bolívar Santos Trinidad, jefe y químicos analistas del departamento de microbiología del Hospital Civil respectivamente, por su ayuda fundamental en la realización de las pruebas de inhibición.

Finalmente, agradezco a todas las personas que hicieron posible este trabajo, porque con su apoyo y su confianza me ayudaron a cumplir con creces este proyecto de investigación.

Con todo el cariño del mundo,

Os.

ÍNDICE GENERAL

1.- INTRODUCCIÓN	2
2.- ANTECEDENTES	11
2.1 Biomateriales: Evolución, Concepto y Características Generales	11
2.2 El Titanio y sus Aleaciones: Naturaleza, Estructura y Clasificación	16
2.2.1 Aleaciones alfa+beta ($\alpha+\beta$)	17
2.3 Aleación Ti6Al4V y Ti6Al4V ELI	19
2.3.1 Composición química y clasificación normativa	19
2.3.2 Microestructura y características metalúrgicas	21
2.3.3 Propiedades mecánicas y fisicoquímicas del Ti6Al4V ELI	23
2.3.4 Resistencia a la corrosión en medios fisiológicos	25
2.3.5 Aplicaciones implantológicas del Ti6Al4V ELI	25
2.3.6 Aplicación en ortodoncia y comparación con acero inoxidable 316L	26
2.3.7 Regulaciones y estándares	26
2.4 Infecciones asociadas a biomateriales implantables	26
2.5 Bacterias modelo en infecciones asociadas a biomateriales implantables	28
2.5.1 <i>Staphylococcus aureus</i>	28
2.5.2 <i>Pseudomonas aeruginosa</i>	29
2.5.3 <i>Enterococcus faecalis</i>	30
2.6 Nanopartículas de plata	31
2.6.1 Generalidades	31
2.6.2 Métodos de síntesis de nanopartículas de plata	32
2.6.3 Mecanismos de acción antimicrobiana de las nanopartículas de plata	33
2.7 Fundamentos electroquímicos aplicados a la modificación superficial	35
3.- JUSTIFICACIÓN	38
4.- OBJETIVOS	39
Objetivo General	39
Objetivos específicos	39
5.- HIPÓTESIS	40
6.- METODOLOGÍA	41
6.1 Materiales	41
6.1.1 Aleación de titanio Ti6Al4V ELI	41
6.1.2 Sales precursoras y reactivos	41
6.1.3 Electrodo de la celda electroquímica	42
6.2 Preparación de las muestras	42
6.3 Proceso de electrodeposición de nanopartículas de plata	43
6.3.1 Preparación de la solución electrolítica	43

6.3.2 Montaje de la celda electroquímica	43
6.3.3 Parámetros de operación	44
6.4 Cuantificación de la masa depositada	45
6.4.1 Ensayos de corrosión electroquímica	45
6.5 Técnicas de caracterización de superficie	46
6.5.1 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)	46
6.5.2 Espectroscopía de Energía Dispersiva (EDS)	46
6.5.3 Difracción de Rayos X (DRX)	46
6.6 Ensayos microbiológicos	46
6.6.1 Cepas bacterianas	46
6.6.2 Preparación de inóculos	46
6.6.3 Esterilización de las láminas	47
6.6.4 Ensayo de contacto directo	47
6.6.5 Diluciones seriadas	47
6.6.6 Inoculación	47
6.6.7 Controles	47
6.6.8 Cálculo y Conteo de UFC	47
7.- RESULTADOS	49
7.1 Resultados de la electrodeposición de plata sobre Ti6Al4V	49
7.1.1 Evolución temporal de la corriente en 0.01 M	49
7.1.2 Evolución temporal de la corriente en 0.1 M	50
7.2 Cuantificación de la masa de plata depositada	54
7.3 Optimización del tratamiento de electrodeposición	56
7.3.1 Evolución temporal de la corriente post-optimización	56
7.3.2 Cuantificación de masa de plata depositada en optimización de tiempo	58
7.4 Resultados de corrosión por polarización potenciodinámica	60
7.4.1 Comparación de la tasa de corrosión	61
7.5 Microscopía electrónica de barrido	62
7.5.1 Morfología superficial 0.01M	62
7.5.2 Morfología superficial 0.1M	66
7.5.3 Electrones retrodispersados (BSE)	70
7.6 Espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDS)	72
7.6.1 Grupo control	72
7.6.2 EDS puntual 0.01M	73
7.6.3 EDS puntual 0.1 M	75
7.7 Difracción de Rayos X (DRX)	78
7.8 Pruebas de inhibición	82
7.8.1 <i>Staphylococcus aureus</i> (ATCC 25923)	82
7.8.2 <i>Pseudomonas aeruginosa</i> (ATCC 27853)	84
7.8.3 <i>Enterococcus faecalis</i> (ATCC 29212)	85
8.- DISCUSIÓN	88

9.-CONCLUSIONES

91

10.- REFERENCIAS

92

ÍNDICE DE FIGURAS

<i>Figura 1. Consumo per cápita de penicilinas de amplio espectro</i>	4
<i>Figura 2 Consumo per cápita de macrólidos</i>	4
<i>Figura 3 Consumo per cápita de cefalosporinas</i>	5
<i>Figura 4. Consumo per cápita de fluoroquinolonas</i>	5
<i>Figura 5 Porcentaje de resistencia de Escherichia coli a diferentes grupos antibióticos en México</i>	6
<i>Figura 6 Porcentaje de resistencia de Enterobacter aerogenes/cloacae en México</i>	7
<i>Figura 7 Porcentaje de resistencia de Acinetobacter baumannii a distintos antibióticos en México</i>	7
<i>Figura 8 Porcentaje de resistencia de Enterococcus faecium en México</i>	8
<i>Figura 9 Porcentaje de resistencia de Staphylococcus aureus en México</i>	8
<i>Figura 10 . Porcentaje de resistencia de Pseudomonas aeruginosa en México</i>	9
<i>Figura 11 Porcentaje de resistencia de Klebsiella pneumoniae en México</i>	9
<i>Figura 12 Clasificación de biomateriales</i>	15
<i>Figura 13 Estructura cristalina del titanio en sus dos fases</i>	17
<i>Figura 14 Representación esquemática del diagrama de fases Ti–Al</i>	19
<i>Figura 15 Estructura cristalográfica de Ti6Al4V en sus dos fases alotrópicas</i>	21
<i>Figura 16. Esquema de rutas de procesamiento térmico y mecánico de aleaciones de titanio $\alpha+\beta$ y β</i>	22
<i>Figura 17 Formación de biopelícula cariogénica y transición ecológica sobre superficies dentales</i>	28
<i>Figura 18 Métodos de síntesis de nanopartículas de plata</i>	33
<i>Figura 19 Mecanismos de inhibición de las nanopartículas de plata</i>	35
<i>Figura 20 Esquema funcional de una celda de tres electrodos</i>	37
<i>Figura 21 Micrografía óptica de la superficie de Ti6Al4V</i>	42
<i>Figura 22 . Diagrama esquemático de la celda electroquímica utilizada en el proceso de electrodeposición</i>	44
<i>Figura 23 Evolución temporal de la corriente de reducción durante la electrodeposición 0.01 M</i>	49
<i>Figura 24 Evolución temporal de la corriente de reducción durante la electrodeposición 0.1M</i>	50
<i>Figura 25 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #1 (0.01 M AgNO₃).</i>	51
<i>Figura 26 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #2 (0.01 M AgNO₃)</i>	52
<i>Figura 27 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #3 (0.01 M AgNO₃)</i>	52
<i>Figura 28 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #4 (0.01 M AgNO₃)</i>	53
<i>Figura 29 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #5 (0.1 M AgNO₃).</i>	53
<i>Figura 30 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #6 (0.1 M AgNO₃).</i>	54
<i>Figura 31 Masa de plata depositada sobre Ti6Al4V</i>	56
<i>Figura 32 Evolución de la densidad de corriente 0.01M optimizado</i>	57
<i>Figura 33 Evolución de la densidad de corriente 0.1 M optimizados</i>	58
<i>Figura 34 Masa de plata depositada sobre Ti6Al4V pre y post optimización</i>	59
<i>Figura 35 Curvas tafel en solución Hank para pruebas de corrosión</i>	60
<i>Figura 36 Tasas de corrosión</i>	61
<i>Figura 37 Micrografías SEM de la superficie de Ti6Al4V ELI tras electrodeposición de plata en solución 0.01 M</i>	65
<i>Figura 38 Micrografías SEM de la superficie de Ti6Al4V ELI tras electrodeposición de plata en solución 0.1 M</i>	69
<i>Figura 39 (BSE) de la superficie de Ti6Al4V ELI recubierta en 0.01 M</i>	70
<i>Figura 40 (BSE) de la superficie de Ti6Al4V ELI recubierta en 0.1 M</i>	71

<i>Figura 41 Análisis elemental de la superficie del grupo control mediante espectroscopía de dispersión de energía (EDS) acoplada a microscopía electrónica de barrido (SEM).</i>	72
<i>Figura 42 Mapeo elemental</i>	73
<i>Figura 43 Análisis por espectroscopía de dispersión de rayos X (EDS) de la superficie de Ti6Al4V ELI tras electrodeposición en 0.01 M</i>	75
<i>Figura 44 Análisis por espectroscopía de dispersión de rayos X (EDS) de la superficie de Ti6Al4V ELI tras electrodeposición en 0.1 M</i>	77
<i>Figura 45 Difractograma para control experimental de Ti6Al4V</i>	79
<i>Figura 46 Difractograma para tratamiento 0.01M AgNO₃</i>	80
<i>Figura 47 Difractograma para tratamiento 0.1M AgNO₃</i>	80
<i>Figura 48 Difractogramas DRX organizados en panel vertical para las tres condiciones experimentales: muestra sin tratamiento (C), 0.01 M AgNO₃ y 0.1 M AgNO₃.</i>	81
<i>Figura 49 Resultados de inhibición por diluciones de Ti6Al4V tratadas con AgNO₃ por electrodeposición química</i>	86
<i>Figura 50 Resumen visual del recubrimiento de plata sobre Ti-6Al-4V ELI.</i>	90

ÍNDICE DE TABLAS

<i>Tabla 1 Propiedades mecánicas, fisicoquímicas y biológicas de biomateriales de uso biomédico</i>	13
<i>Tabla 2 Composición química típica de Ti6Al4V ELI</i>	20
<i>Tabla 3 Propiedades mecánicas y fisicoquímicas típicas del Ti6Al4V ELI</i>	24
<i>Tabla 4 Condiciones experimentales de las muestras de Ti6Al4V</i>	41
<i>Tabla 5 Carga total transferida y masa de plata depositada en cada tratamiento</i>	55
<i>-Tabla 6 Carga total transferida y masa de plata depositada en los tratamientos post optimización</i>	58
<i>Tabla 7 Composición semicuantitativa por EDS – Grupo control</i>	72
<i>Tabla 8 Identificación de fases cristalinas por DRX en muestras de Ti6Al4V tratadas con AgNO₃</i>	79
<i>Tabla 9 Condiciones experimentales de las pruebas de dilución</i>	82
<i>Tabla 10 . Resultados del ensayo de inhibición bacteriana de Staphylococcus aureus</i>	83
<i>Tabla 11 . Resultados del ensayo de inhibición bacteriana de Pseudomonas aeruginosa</i>	84
<i>Tabla 12 Resultados del ensayo de inhibición bacteriana de Enterococcus faecalis</i>	85

LISTA DE ABREVIATURAS

1. **Ag**: Plata (elemento químico)
2. **AgNPs**: Nanopartículas de plata (*Silver Nanoparticles*)
3. **AgNO₃**: Nitrato de plata (*Silver Nitrate*)
4. **ASTM**: *American Society for Testing and Materials*
5. **ATCC**: *American Type Culture Collection* (colección de cepas de referencia)
6. **BCC**: *Body-Centered Cubic* (estructura cúbica centrada en el cuerpo, fase β del titanio)
7. **BSE**: *Backscattered Electrons* (electrones retrodispersados)
8. **CE**: *Counter Electrode* (contraelectrodo)
9. **CR**: *Corrosion Rate* (tasa de corrosión)
10. **DDD**: *Defined Daily Dose* (dosis diaria definida)
11. **DNA**: *Deoxyribonucleic Acid* (ácido desoxirribonucleico)
12. **DRX**: Difracción de Rayos X (*X-Ray Diffraction*)
13. **Ecorr**: *Corrosion Potential* (potencial de corrosión)
14. **EDS**: *Energy Dispersive Spectroscopy* (espectroscopía de dispersión de energía)
15. **ELI**: *Extra Low Interstitials* (grado implantológico de Ti6Al4V)
16. **EIS**: *Electrochemical Impedance Spectroscopy* (espectroscopía de impedancia electroquímica)
17. **FCC**: *Face-Centered Cubic* (estructura cúbica centrada en las caras)
18. **FDA**: *Food and Drug Administration*
19. **GPa**: Gigapascal (unidad de presión)
20. **HBSS**: *Hank's Balanced Salt Solution* (solución salina balanceada de Hank)
21. **HCP**: *Hexagonal Close-Packed* (estructura hexagonal compacta, fase α del titanio)
22. **icorr**: *Corrosion Current Density* (densidad de corriente de corrosión)
23. **ISO**: *International Organization for Standardization*
24. **KCl**: Cloruro de potasio
25. **MPa**: Megapascal (unidad de presión)
26. **MRSA**: *Methicillin-Resistant Staphylococcus aureus* (*S. aureus* resistente a metilicina)
27. **OCP**: *Open Circuit Potential* (potencial de circuito abierto)
28. **OMS**: Organización Mundial de la Salud (*WHO, World Health Organization*)
29. **PEG**: Polietilenglicol (*Polyethylene Glycol*)
30. **PLA**: Ácido poliláctico (*Polylactic Acid*)
31. **PCL**: Policaprolactona (*Polycaprolactone*)
32. **PMMA**: Polimetilmetacrilato (*Polymethylmethacrylate*)
33. **PVD**: *Physical Vapor Deposition* (deposición física en fase vapor)
34. **RE**: *Reference Electrode* (electrodo de referencia)
35. **ROS**: *Reactive Oxygen Species* (especies reactivas de oxígeno)
36. **SEM**: *Scanning Electron Microscopy* (microscopía electrónica de barrido)
37. **Ti**: Titanio
38. **Ti6Al4V**: Aleación de titanio con 6 % Aluminio y 4 % Vanadio
39. **UFC**: Unidades Formadoras de Colonias (*Colony Forming Units, CFU*)
40. **UTS**: *Ultimate Tensile Strength* (resistencia última a la tracción)
41. **WE**: *Working Electrode* (electrodo de trabajo)
42. **WHO**: *World Health Organization* (Organización Mundial de la Salud)

Resumen

La resistencia antimicrobiana se ha consolidado como una de las amenazas más críticas para la salud pública y el medio ambiente en el siglo XXI, con estimaciones de hasta 10 millones de muertes anuales hacia 2050 si no se implementan nuevas soluciones (WHO, 2020). En implantología, entre el 10 % y el 25 % de los fracasos protésicos se atribuyen a infecciones derivadas de biofilms bacterianos, particularmente de *Staphylococcus aureus*, *Pseudomonas aeruginosa* y *Enterococcus faecalis* (Hickok & Shapiro, 2017). Ante esta problemática, las aleaciones de titanio, en especial Ti6Al4V ELI, representan materiales de referencia por su biocompatibilidad, resistencia mecánica y a la corrosión; sin embargo, carecen de propiedades antimicrobianas intrínsecas (Geetha et al., 2009).

El presente trabajo aborda la modificación superficial de Ti6Al4V ELI mediante electrodeposición de nanopartículas de plata (AgNPs), buscando dotar al material de actividad bactericida. La electrodeposición se seleccionó por su eficiencia, bajo costo y control sobre la morfología y densidad de nucleación, en contraste con técnicas más complejas como CVD o PVD. Las muestras obtenidas fueron caracterizadas mediante microscopía electrónica de barrido (SEM), espectroscopía de dispersión de energía (EDS) y difracción de rayos X (DRX), confirmándose la preservación de la microestructura bifásica $\alpha+\beta$ y la formación de fases cúbicas de plata metálica sin óxidos asociados.

Los ensayos electroquímicos mostraron que los recubrimientos no comprometen la resistencia a la corrosión, mientras que las pruebas microbiológicas demostraron una inhibición significativa del crecimiento bacteriano en las superficies tratadas, especialmente a mayor concentración del electrolito de plata (0.1 M AgNO₃). Estos resultados validan la hipótesis de que la electrodeposición de AgNPs sobre Ti6Al4V ELI confiere un efecto bacteriostático eficaz frente a bacterias clínicas de relevancia, reduciendo el riesgo de rechazo por infecciones asociadas a implantes.

En términos de impacto, este estudio ofrece una alternativa a la profilaxis antibiótica sistémica, con el potencial de disminuir la presión selectiva que impulsa la resistencia bacteriana y contribuir a la sostenibilidad ambiental bajo el enfoque One Health. Se concluye que la integración de nanopartículas metálicas en biomateriales abre una vía prometedora hacia implantes más seguros, resilientes y ecológicamente responsables.

Palabras clave: resistencia antimicrobiana; Ti6Al4V ELI; electrodeposición; nanopartículas de plata; biomateriales; implantología; corrosión; sostenibilidad

Abstract

Antimicrobial resistance has emerged as one of the most critical threats to public health and the environment in the 21st century, with projections of up to 10 million annual deaths by 2050 if innovative solutions are not implemented (WHO, 2020). In implantology, 10–25% of prosthetic failures are attributed to infections caused by bacterial biofilms, particularly *Staphylococcus aureus*, *Pseudomonas aeruginosa*, and *Enterococcus faecalis* (Hickok & Shapiro, 2017). To address this issue, titanium alloys—especially Ti6Al4V ELI—have become reference biomaterials due to their biocompatibility, mechanical strength, and corrosion resistance; however, they lack intrinsic antimicrobial properties (Geetha et al., 2009).

This study investigates the surface modification of Ti6Al4V ELI through electrodeposition of silver nanoparticles (AgNPs) to impart bactericidal activity. Electrodeposition was selected for its efficiency, cost-effectiveness, and ability to control morphology and nucleation density, in contrast to more complex methods such as CVD or PVD. The treated samples were characterized by Scanning Electron Microscopy (SEM), Energy Dispersive Spectroscopy (EDS), and X-ray Diffraction (XRD), confirming the preservation of the $\alpha+\beta$ biphasic microstructure and the formation of cubic silver phases without secondary oxides.

Electrochemical tests revealed that the coatings did not compromise corrosion resistance, while microbiological assays demonstrated significant bacterial inhibition on treated surfaces, especially at higher silver nitrate concentrations (0.1 M AgNO₃). These findings validate the hypothesis that electrodeposited AgNPs on Ti6Al4V ELI provide an effective bacteriostatic effect against clinically relevant pathogens, reducing the risk of implant-associated infections.

In terms of impact, this study offers an alternative to systemic antibiotic prophylaxis, with the potential to reduce selective pressure driving bacterial resistance and to contribute to environmental sustainability under the One Health framework. The integration of metallic nanoparticles into biomaterials thus represents a promising path toward safer, more resilient, and ecologically responsible implants.

Keywords: antimicrobial resistance; biofilms; Ti6Al4V ELI; electrodeposition; silver nanoparticles; biomaterials; implantology; corrosion; sustainability.

1.- INTRODUCCIÓN

La resistencia antimicrobiana representa uno de los desafíos más apremiantes de la salud pública y la sostenibilidad ambiental en el siglo XXI. La Organización Mundial de la Salud (OMS) ha señalado que la resistencia de las bacterias a los antimicrobianos amenaza con revertir décadas de progreso en la prevención y el tratamiento de enfermedades infecciosas (World Health Organization., 2015). A nivel global, se estima que cada año mueren alrededor de 1.27 millones de personas como consecuencia directa de infecciones causadas por bacterias multirresistentes, y que la cifra total de decesos relacionados asciende a casi 5 millones (Antimicrobial Resistance Collaborators, 2022). La magnitud de este fenómeno no solo incide en el ámbito clínico, sino que también genera implicaciones económicas y sociales, exacerbando desigualdades en los sistemas de salud de países de ingresos bajos y medios (O'Neill, 2016).

Una dimensión frecuentemente subestimada de la resistencia antimicrobiana es su vínculo con la contaminación ambiental. Estudios recientes han demostrado que hasta el 90 % de los antibióticos administrados en humanos y animales se excretan en formas biológicamente activas, liberándose en aguas residuales y suelo (Kümmerer, 2009). Esta liberación incontrolada promueve la selección de bacterias resistentes en ambientes acuáticos y terrestres, donde se facilita la transferencia horizontal de genes de resistencia a través de mecanismos como la conjugación y la transducción (Larsson & Flach, 2022). En consecuencia, los ecosistemas naturales se han convertido en reservorios críticos de resistencia que pueden reincorporarse a los ciclos clínicos mediante la cadena alimentaria o el consumo de agua contaminada (Berendonk et al., 2015).

En respuesta a este desafío, la OMS ha delineado un Plan de Acción Global que promueve el enfoque One Health, reconociendo la interdependencia entre la salud humana, la salud animal y la integridad ambiental (World Health Organization., 2015). Este enfoque destaca la necesidad de estrategias integrales que contemplen tanto la reducción del uso innecesario de antibióticos como el desarrollo de alternativas terapéuticas innovadoras.

Uno de los escenarios donde la resistencia antimicrobiana cobra especial relevancia es en el contexto de los dispositivos médicos implantables. Las infecciones asociadas a implantes representan una de las principales causas de falla temprana de prótesis dentales y ortopédicas, con tasas de incidencia que pueden alcanzar entre el 10 % y el 25 % según el tipo de intervención (Hickok & Shapiro, 2017). Estas infecciones se caracterizan por la formación de biofilms bacterianos, estructuras complejas que confieren a los microorganismos una resistencia incrementada frente a tratamientos antibióticos convencionales y a la respuesta inmune del huésped (Zimmerli & Sendi, 2017). Entre los patógenos más implicados se encuentran *Staphylococcus aureus*, *Pseudomonas aeruginosa* y diversas especies de *Streptococcus*, incluyendo *S. mutans*, reconocido por su capacidad de colonizar superficies bucales y dispositivos prostodónticos.

En la última década, la investigación en biomateriales con propiedades antimicrobianas ha experimentado un notable crecimiento. Dentro de estos, las aleaciones de titanio, particularmente el Ti6Al4V, se han consolidado como materiales de referencia debido a su alta biocompatibilidad, resistencia mecánica y excelente comportamiento frente a la corrosión (Geetha et al., 2009). Sin embargo, su actividad antimicrobiana intrínseca es limitada, lo que ha motivado el desarrollo de recubrimientos funcionales capaces de inhibir la formación de biofilms y reducir la carga microbiana en la interfase implante-tejido (Hickok & Shapiro, 2017).

Entre las distintas estrategias de modificación superficial, la incorporación de nanopartículas de plata (AgNPs) destaca por su eficacia bactericida de amplio espectro, atribuida a la liberación controlada de iones Ag^+ que interfieren con la integridad de la membrana bacteriana, generan especies reactivas de oxígeno y alteran la replicación del ADN (M. K. Rai et al., 2012). Diversos estudios han documentado la capacidad de los recubrimientos basados en AgNPs para reducir la viabilidad de patógenos multirresistentes, incluso en concentraciones relativamente bajas, lo que los convierte en una alternativa prometedora frente al uso indiscriminado de antibióticos sistémicos (Hernando-Amado et al., 2019).

En este contexto, la electrodeposición química emerge como una técnica particularmente atractiva para la incorporación de nanopartículas de plata en superficies metálicas. A diferencia de otros métodos, como la deposición física en fase vapor o la inmersión por impregnación, la electrodeposición permite un control más preciso sobre el grosor del recubrimiento, la morfología superficial y la densidad de nucleación de las nanopartículas. Además, se trata de un procedimiento relativamente accesible que puede realizarse en condiciones de laboratorio con equipamiento electroquímico estándar, contribuyendo así a su potencial escalabilidad industrial.

Por otra parte, la caracterización de estos recubrimientos requiere la integración de técnicas de microscopía y análisis de fase, como la Microscopía Electrónica de Barrido (SEM), la Espectroscopía de Dispersión de Energía (EDS) y la Difracción de Rayos X (DRX), que permiten verificar la morfología y composición del material depositado. Asimismo, las técnicas electroquímicas, proporcionan información detallada sobre la estabilidad, la resistencia a la corrosión y las propiedades pasivas del recubrimiento (Thakur et al., 2022)

La presente investigación se enmarca en este enfoque multidisciplinario, con el objetivo de evaluar la actividad antimicrobiana y las propiedades físico-químicas de recubrimientos de nanopartículas de plata depositadas mediante electrodeposición química sobre aleaciones Ti6Al4V.

La relevancia de este estudio radica en su potencial para contribuir a la reducción de la dependencia de antibióticos sistémicos, mejorar la seguridad de los implantes odontológicos y ortopédicos y avanzar hacia soluciones alineadas con los principios de sostenibilidad ambiental promovidos por el enfoque One Health

Use of Broad spectrum penicillins in 2023

Source: IQVIA

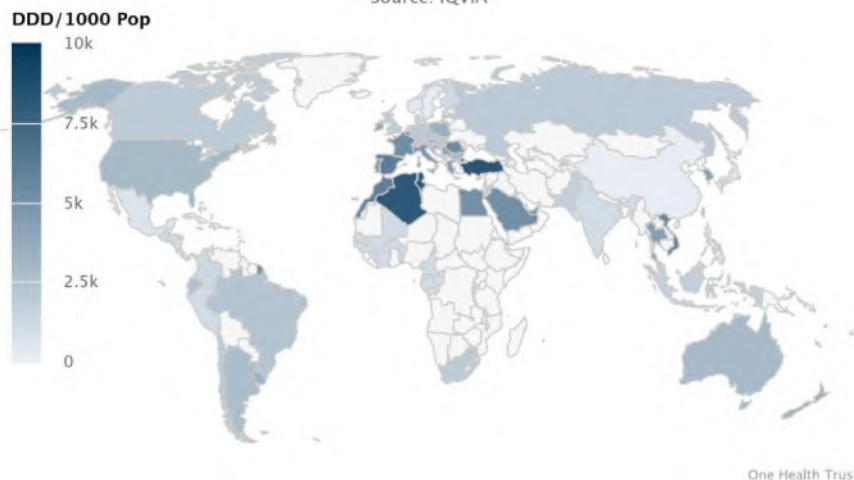


Figura 1. Consumo per cápita de penicilinas de amplio espectro

Consumo per cápita de penicilinas de amplio espectro en dosis diarias definidas (DDD) por cada mil habitantes durante 2023. México reportó un consumo de 694 DDD/1000 habitantes. (One Health Trust, 2025)

Use of Macrolides in 2023

Source: IQVIA



Figura 2 Consumo per cápita de macrólidos

Consumo per cápita de macrólidos en dosis diarias definidas (DDD) por cada mil habitantes durante 2023. México presentó un uso estimado en 396 DDD/1000 habitantes. (One Health Trust, 2025)

Use of Cephalosporins in 2023

Source: IQVIA

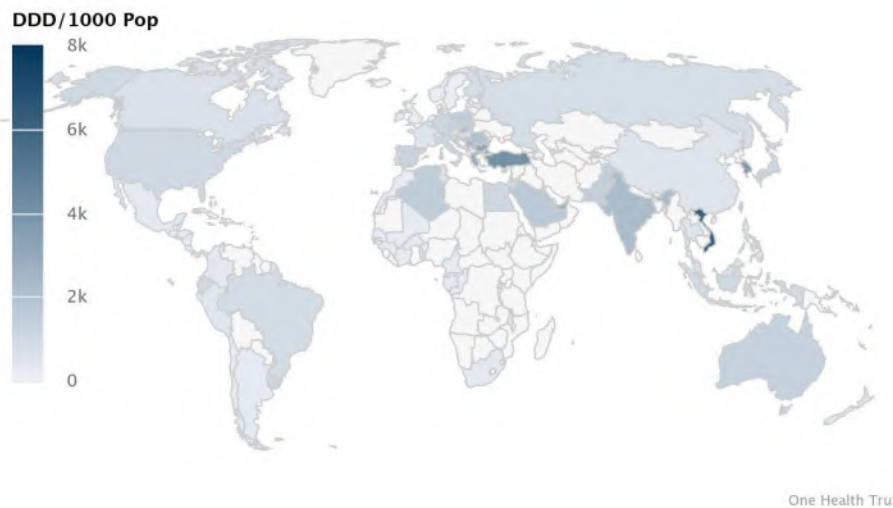


Figura 3 Consumo per cápita de cefalosporinas

Consumo per cápita de cefalosporinas en dosis diarias definidas (DDD) por cada mil habitantes durante 2023. En México se registraron 306 DDD/1000 habitantes. (One Health Trust, 2025)

Use of Fluoroquinolones in 2023

Source: IQVIA

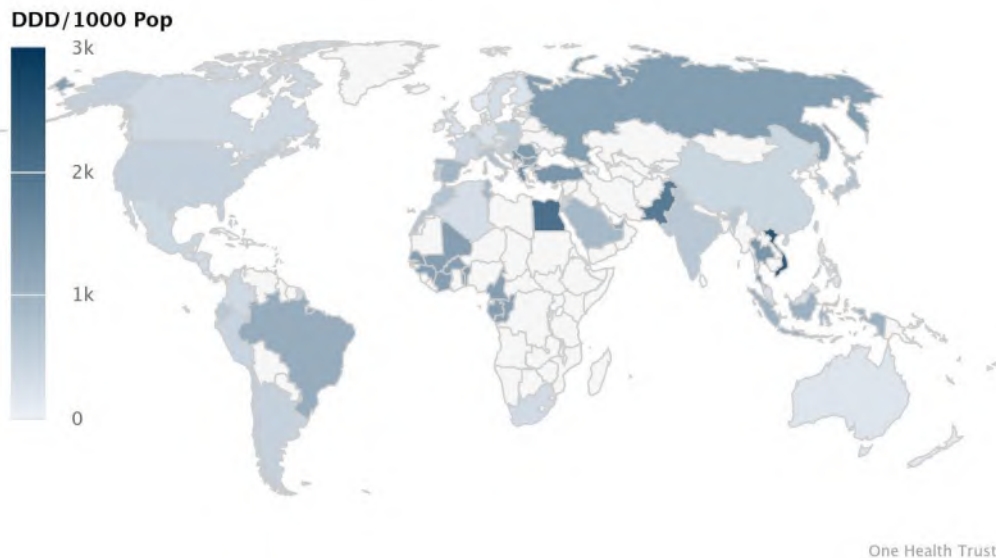


Figura 4. Consumo per cápita de fluoroquinolonas

Consumo per cápita de fluoroquinolonas en dosis diarias definidas (DDD) por cada mil habitantes durante 2023. México reportó un consumo de 406 DDD/1000 habitantes. (One Health Trust, 2025)

El análisis conjunto de las Figuras 1 a 4 muestra la magnitud del consumo de antibióticos de uso frecuente en odontología y medicina general en México. Durante 2023, las penicilinas de amplio espectro presentaron el mayor consumo per cápita con 694 dosis diarias definidas por cada mil habitantes, seguidas por las fluoroquinolonas (406 DDD/1000), macrólidos (396 DDD/1000) y cefalosporinas (306 DDD/1000). Estos patrones reflejan una alta presión selectiva ejercida sobre comunidades microbianas comensales y patógenas, especialmente en entornos donde el uso profiláctico y terapéutico de antibióticos es común. La liberación ambiental de metabolitos activos derivados de estas prácticas ha sido identificada como un factor determinante en la selección y diseminación de genes de resistencia, generando un impacto que trasciende el ámbito clínico y compromete la salud ambiental (Berendonk et al., 2015; Kümmerer, 2009; World Health Organization., 2015). Esta evidencia refuerza la necesidad de explorar alternativas complementarias, como el desarrollo de biomateriales con propiedades antimicrobianas intrínsecas, capaces de disminuir la dependencia de antibióticos sistémicos en la prevención de infecciones asociadas a implantes odontológicos.

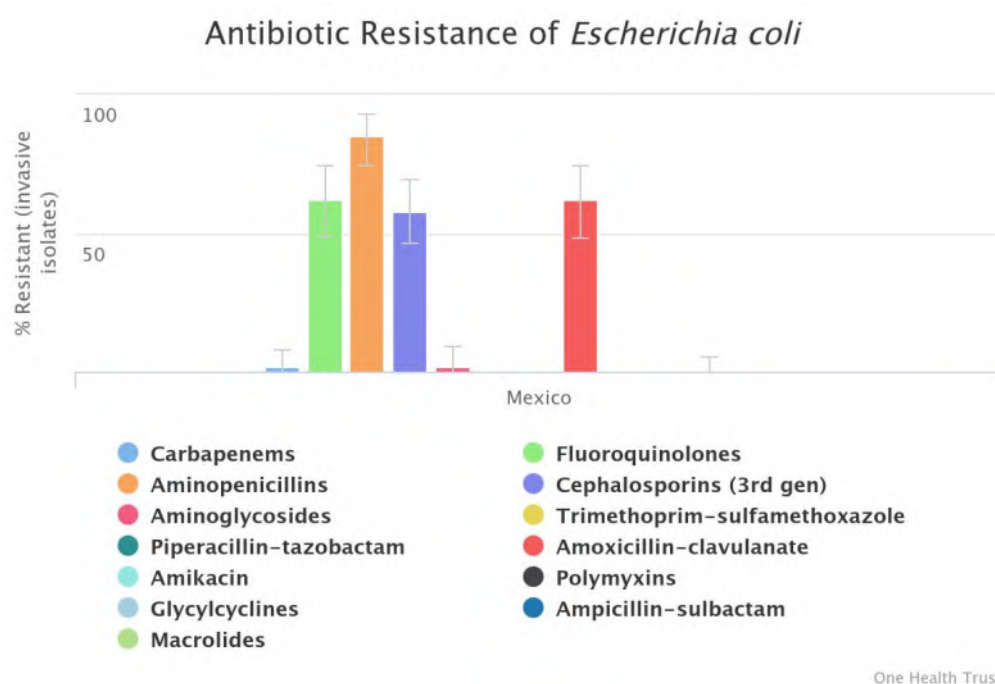


Figura 5 Porcentaje de resistencia de *Escherichia coli* a diferentes grupos antibióticos en México

Porcentaje de resistencia de *Escherichia coli* a diferentes grupos antibióticos en México, destacando niveles elevados en aminopenicilinas (~90%), fluoroquinolonas (~65%) y cefalosporinas de tercera generación (~60%). (One Health Trust, 2025)

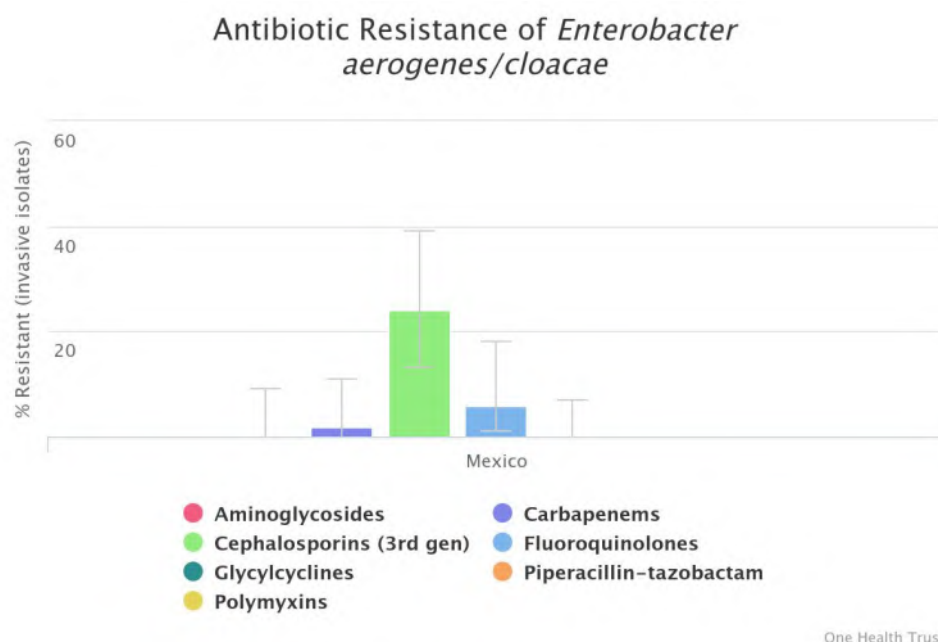


Figura 6 Porcentaje de resistencia de *Enterobacter aerogenes/cloacae* en México

Porcentaje de resistencia de *Enterobacter aerogenes/cloacae* en México, con resistencia intermedia en cefalosporinas de tercera generación (~25%) y valores menores en carbapenems y fluoroquinolonas. (One Health Trust, 2025)

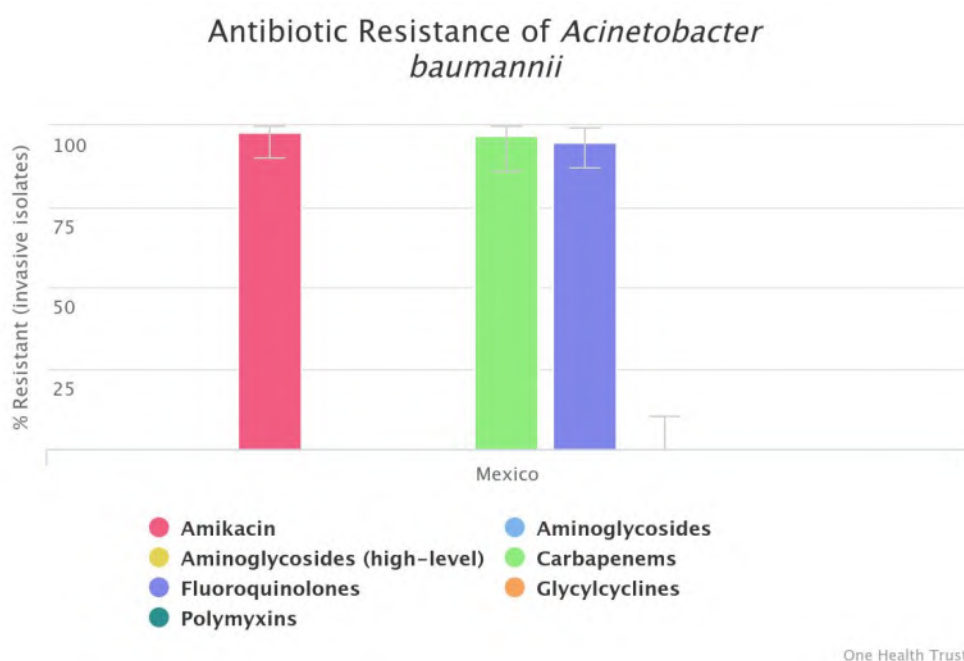


Figura 7 Porcentaje de resistencia de *Acinetobacter baumannii* a distintos antibióticos en México

Porcentaje de resistencia de *Acinetobacter baumannii* a distintos antibióticos en México. Se observa resistencia muy alta en fluoroquinolonas (~95%) y carbapenems (~90%). (One Health Trust, 2025)

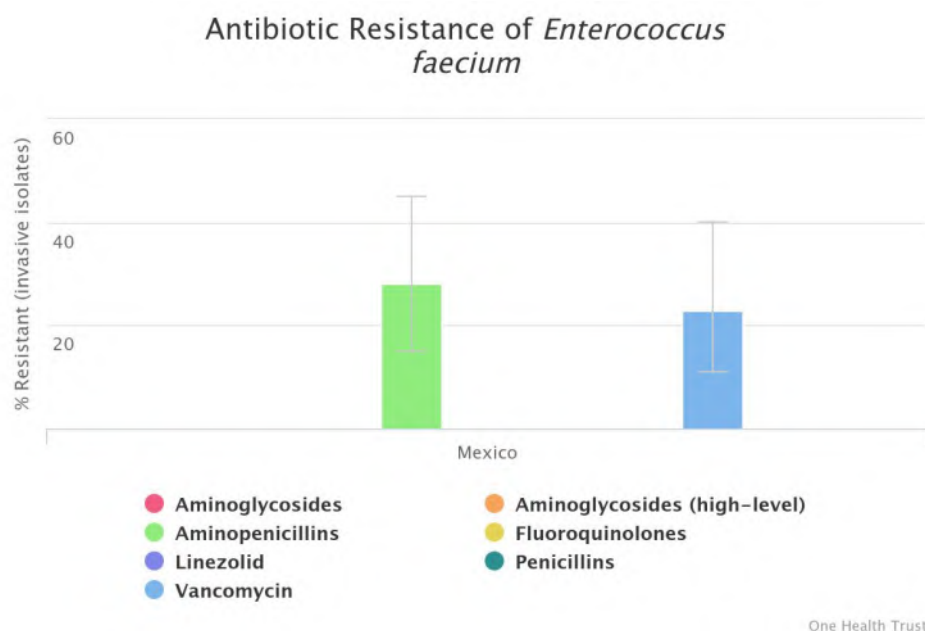


Figura 8 Porcentaje de resistencia de *Enterococcus faecium* en México

Porcentaje de resistencia de *Enterococcus faecium* en México, con resistencia destacada a aminopenicilinas (~30%) y vancomicina (~25%). (One Health Trust, 2025)

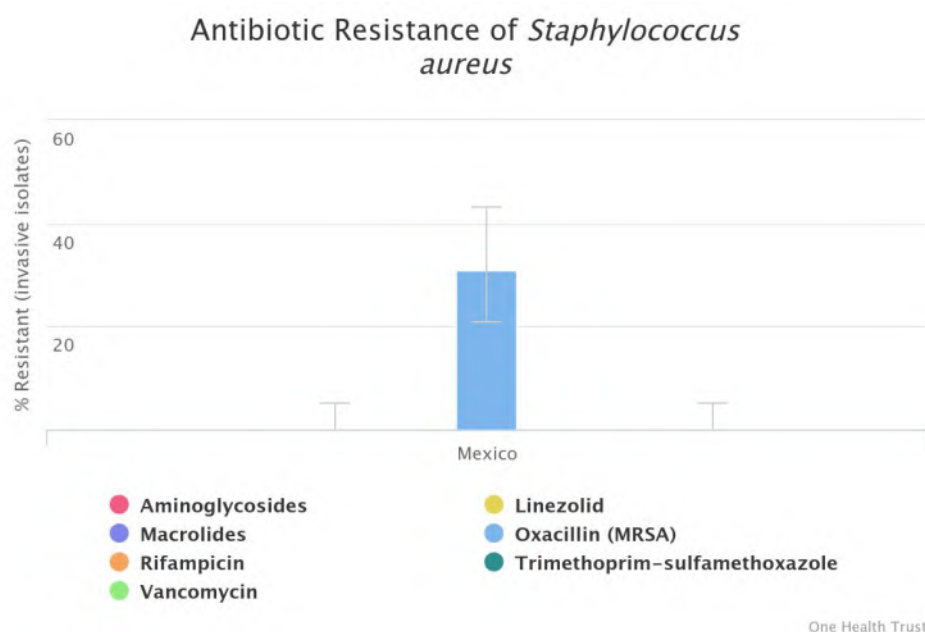
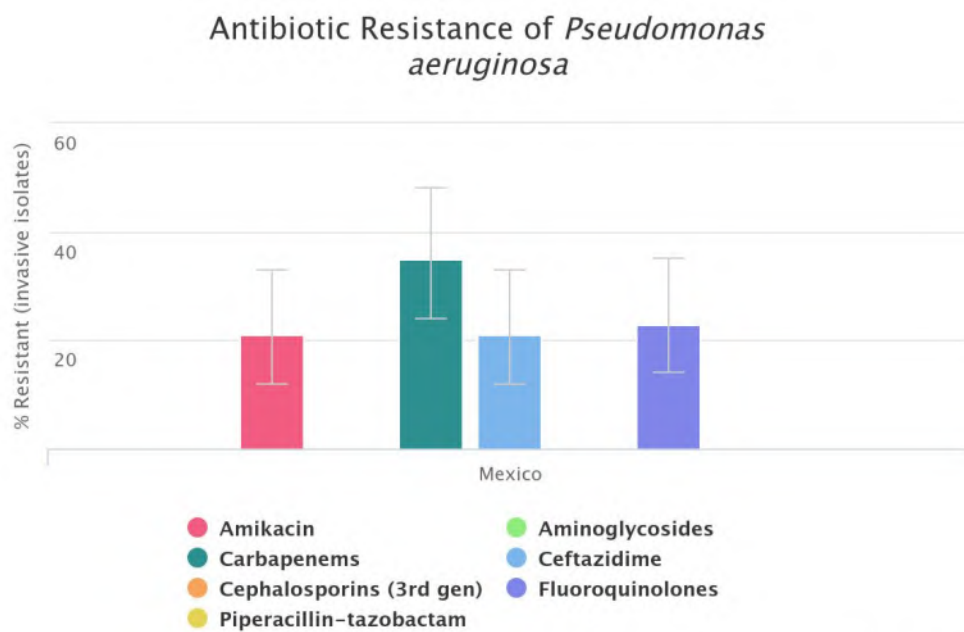


Figura 9 Porcentaje de resistencia de *Staphylococcus aureus* en México

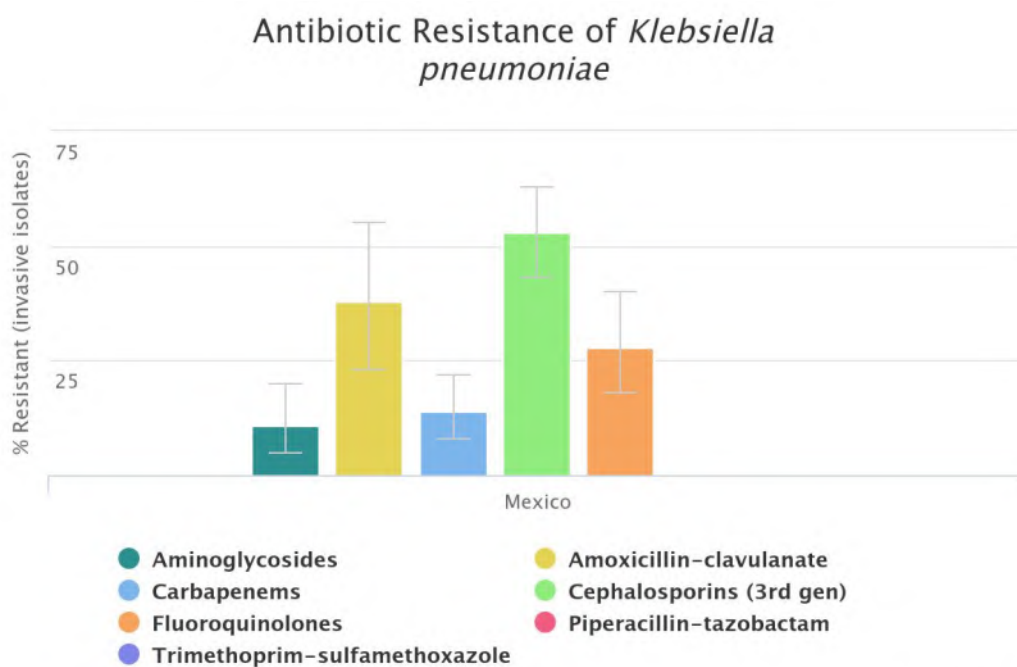
Porcentaje de resistencia de *Staphylococcus aureus* en México, mostrando resistencia aproximada a oxacilina (MRSA) en ~35%. (One Health Trust, 2025)



One Health Trust

Figura 10 . Porcentaje de resistencia de *Pseudomonas aeruginosa* en México

Porcentaje de resistencia de *Pseudomonas aeruginosa* en México, con niveles variables según la clase de antibiótico, destacando resistencia a carbapenems (~38%) y ceftazidime (~25%). (One Health Trust, 2025)



One Health Trust

Figura 11 Porcentaje de resistencia de *Klebsiella pneumoniae* en México

Porcentaje de resistencia de *Klebsiella pneumoniae* en México, con resistencia intermedia-alta en cefalosporinas de tercera generación (~50%) y amoxicilina-clavulanato (~40%). (One Health Trust, 2025)

El análisis de las Figuras 5 a 11 muestra la magnitud y variabilidad de la resistencia antibiótica en aislamientos invasivos de patógenos clínicamente relevantes en México. Aunque algunas de estas especies no son de interés odontológico primario, su presencia en entornos hospitalarios y su capacidad de formar biofilms en superficies inertes, incluyendo aleaciones metálicas, reflejan la presión selectiva ejercida por el consumo intensivo de antibióticos. Este fenómeno es especialmente preocupante en el caso de *Acinetobacter baumannii* y *Escherichia coli*, que muestran porcentajes de resistencia superiores al 60% en múltiples clases farmacológicas. Asimismo, *Staphylococcus aureus* y *Enterococcus faecium* exhiben niveles de resistencia clínicamente significativos a betalactámicos y glicopéptidos, lo que complica el manejo terapéutico de infecciones asociadas a dispositivos.

En suma, la evidencia disponible subraya que la resistencia antimicrobiana es un fenómeno multifactorial que abarca tanto el ámbito clínico como el ambiental, con implicaciones directas en la seguridad de dispositivos médicos y la salud pública. Esta problemática justifica la exploración de alternativas innovadoras, como el uso de biomateriales recubiertos con nanopartículas de plata, cuyo potencial bactericida puede contribuir a mitigar la dependencia de antibióticos convencionales. A partir de este contexto, el presente estudio plantea la evaluación de un tratamiento de electrodeposición química de plata sobre una aleación Ti6Al4V, con fines de caracterización fisicoquímica y análisis comparativo de su actividad antimicrobiana frente a otras superficies metálicas.

2.- ANTECEDENTES

2.1 Biomateriales: Evolución, Concepto y Características Generales

A lo largo de la historia, la humanidad ha buscado materiales capaces de sustituir partes del cuerpo perdidas o deterioradas por enfermedades o traumatismos. Este anhelo, que puede rastrearse en prácticas de civilizaciones antiguas como Egipto, India y Grecia, se consolidó en el siglo XX bajo la denominación de *biomaterial*, término que describe a cualquier sustancia, distinta de un fármaco, que puede emplearse durante un periodo prolongado o permanente para tratar, aumentar o reemplazar un tejido, órgano o función biológica (Williams, 2009). La definición clásica formulada por la European Society for Biomaterials establece que un biomaterial es “un material destinado a interactuar con sistemas biológicos para evaluar, tratar, aumentar o reemplazar algún tejido, órgano o función del cuerpo” (Ratner et al., 2004).

El concepto de biomaterial implica que su uso clínico debe sustentarse en un conjunto de atributos complementarios, entre los que se encuentran la **biocompatibilidad**, la **biofuncionalidad**, la **resistencia mecánica**, la **estabilidad química**, la **ausencia de toxicidad** y, en muchos casos, la capacidad de integrarse activamente con el tejido huésped (O’Brien, 2011). La primera generación de biomateriales, conocida como materiales bioinertes, se diseñó para provocar la mínima respuesta biológica, mientras que las generaciones posteriores incorporaron materiales bioactivos y biodegradables, capaces de estimular procesos específicos como la osteointegración o la regeneración tisular (Hench & Polak, 2002).

La biocompatibilidad, entendida como la capacidad del material para desempeñar una función deseada sin provocar reacciones adversas, es un criterio central que trasciende la mera tolerancia biológica. Este concepto se amplía hoy en día para incluir la interacción dinámica entre el material y el entorno fisiológico, reconociendo que los implantes pueden desencadenar respuestas celulares y humorales que determinan su éxito clínico a largo plazo (Williams, 2009).

La evolución conceptual de los biomateriales puede sintetizarse en tres generaciones principales (Hench & Polak, 2002):

1. **Primera generación – Biomateriales bioinertes:** materiales como aceros inoxidables, titanio no tratado y polietileno, cuyo objetivo era lograr un comportamiento pasivo en el organismo.
2. **Segunda generación – Biomateriales bioactivos o biofuncionales:** capaces de inducir adhesión celular y promover la formación de tejido específico, como los vidrios bioactivos y las cerámicas osteoconductoras.
3. **Tercera generación – Biomateriales inteligentes:** diseñados para liberar señales moleculares o adaptarse a estímulos fisiológicos, incluyendo polímeros degradables con liberación controlada de factores de crecimiento y recubrimientos funcionales con actividad antimicrobiana.

En términos estructurales y fisicoquímicos, los biomateriales presentan una amplia diversidad de propiedades, que se seleccionan en función del entorno biológico y de las cargas mecánicas previstas. Las **propiedades mecánicas** son determinantes cuando el material debe soportar esfuerzos de compresión, tracción o torsión, como ocurre en prótesis articulares, implantes dentales y sistemas de fijación ósea. Por otro lado, las **propiedades químicas** garantizan la estabilidad frente a fluidos corporales y la resistencia a procesos corrosivos que podrían comprometer la integridad del implante y liberar especies tóxicas (Ratner et al., 2004)

La selección de un biomaterial para aplicaciones clínicas implica evaluar una combinación de propiedades mecánicas, químicas y biológicas. El módulo de elasticidad y la resistencia a la tracción determinan la capacidad del material para soportar cargas fisiológicas sin deformaciones plásticas. La resistencia a la corrosión asegura la estabilidad química frente a fluidos corporales, reduciendo la liberación de iones potencialmente tóxicos. Asimismo, la topografía superficial, la energía libre de superficie y la capacidad de funcionalización son parámetros determinantes de la interacción celular y de la formación de biopelículas (O'Brien, 2011).

En la tabla siguiente se presenta una **comparativa detallada** de propiedades mecánicas, fisicoquímicas y biológicas de biomateriales representativos. Este recurso puede servir como referencia para contrastar el desempeño potencial de materiales metálicos, cerámicos y poliméricos, considerando su uso en entornos clínicos exigentes:

Tabla 1 Propiedades mecánicas, fisicoquímicas y biológicas de biomateriales de uso biomédico

Material	Familia	Densidad (g/cm³)	Módulo de elasticidad (GPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Resistencia a la corrosión en fluidos corporales	Capacidad osteointegrativa	Notas sobre procesabilidad
<i>Acero inoxidable 316L</i>	Metal	~7.9	190–210	500–600	Moderada	Baja	Fácil mecanizado
<i>Aleación Ti6Al4V</i>	Metal	~4.43	~110	~900	Alta	Alta	Requiere pasivación superficial
<i>Ti6Al4V ELI</i>	Metal	~4.43	105–116	~896	Alta	Alta	Grado implantológico
<i>Titanio comercialmente puro (Grado 2)</i>	Metal	~4.5	~105	~550	Alta	Alta	Excelente soldabilidad
<i>Aleación Co-Cr-Mo</i>	Metal	~8.3	220–240	900–1000	Alta	Media	Dificultad de mecanizado
<i>Tantalio</i>	Metal	~16.6	~186	~210	Alta	Alta	Costoso
<i>Zirconia tetragonal policristalina</i>	Cerámica bioinerta	~6.0	~200	~900	Alta	Baja	Requiere sinterizado
<i>Alúmina</i>	Cerámica bioinerta	~3.9	~380	300–500	Alta	Baja	Sinterizado a alta temperatura
<i>Hidroxiapatita sintética</i>	Cerámica bioactiva	~3.2	~80–120	~100–200	Alta	Muy alta	Fragilidad relativa
<i>Fosfato tricálcico beta</i>	Cerámica bioactiva	~3.1	~70	~100	Alta	Muy alta	Biorreabsorbible
<i>Vidrio bioactivo 45S5</i>	Cerámica bioactiva	~2.7	~40	~50	Alta	Muy alta	Proceso por fusión
<i>Polietileno UHMWPE</i>	Polímero	~0.95	~0.8	~40	Limitada	Nula	Fácil procesado
<i>Polimetilmetacrilato (PMMA)</i>	Polímero	~1.18	~2.4	~50	Limitada	Nula	Fácil polimerización in situ

<i>PEEK</i>	Polímero	~1.3	~3.6	~100	Alta	Nula	Alta estabilidad térmica
<i>Poliéterétercetona con fibra de carbono</i>	Polímero compuesto	~1.5	~18	~150	Alta	Nula	Alta rigidez
<i>Magnesio puro</i>	Metal	~1.7	~45	~200	Baja	Alta	Biodegradable
<i>Aleación AZ31 (Mg- Al-Zn)</i>	Metal	~1.8	~45–50	~250	Baja	Alta	Biorreabsorbible
<i>Nitinol (Ni-Ti)</i>	Metal	~6.45	~75	~895	Moderada	Media	Superelástico
<i>Titanio-niobio- zirconio</i>	Metal	~4.7	~60–80	~600	Alta	Alta	Módulo más bajo que Ti6Al4V
<i>Tetracalcio fosfato</i>	Cerámica bioactiva	~3.2	~90	~120	Alta	Alta	Resorbible
<i>BioVidrio S53P4</i>	Cerámica bioactiva	~2.7	~35	~45	Alta	Alta	Estimula regeneración ósea
<i>Polilactida (PLA)</i>	Polímero degradable	~1.3	~3	~60	Limitada	Nula	Biodegradable
<i>Policaprolactona (PCL)</i>	Polímero degradable	~1.1	~0.4	~25	Limitada	Nula	Larga degradación
<i>Vidrio de fosfato cálcico</i>	Cerámica bioactiva	~2.8	~50	~70	Alta	Alta	Menor estabilidad que 45S5

Nota. La información presentada corresponde a valores típicos obtenidos de literatura técnica especializada y puede variar en función de condiciones de procesamiento, pureza del material y estado termomecánico final. Las propiedades aquí listadas son orientativas y no constituyen especificaciones certificadas de producto. (Geetha et al., 2009; Hench & Polak, 2002; Niinomi, 2003; O'Brien, 2011; Williams, 2009)

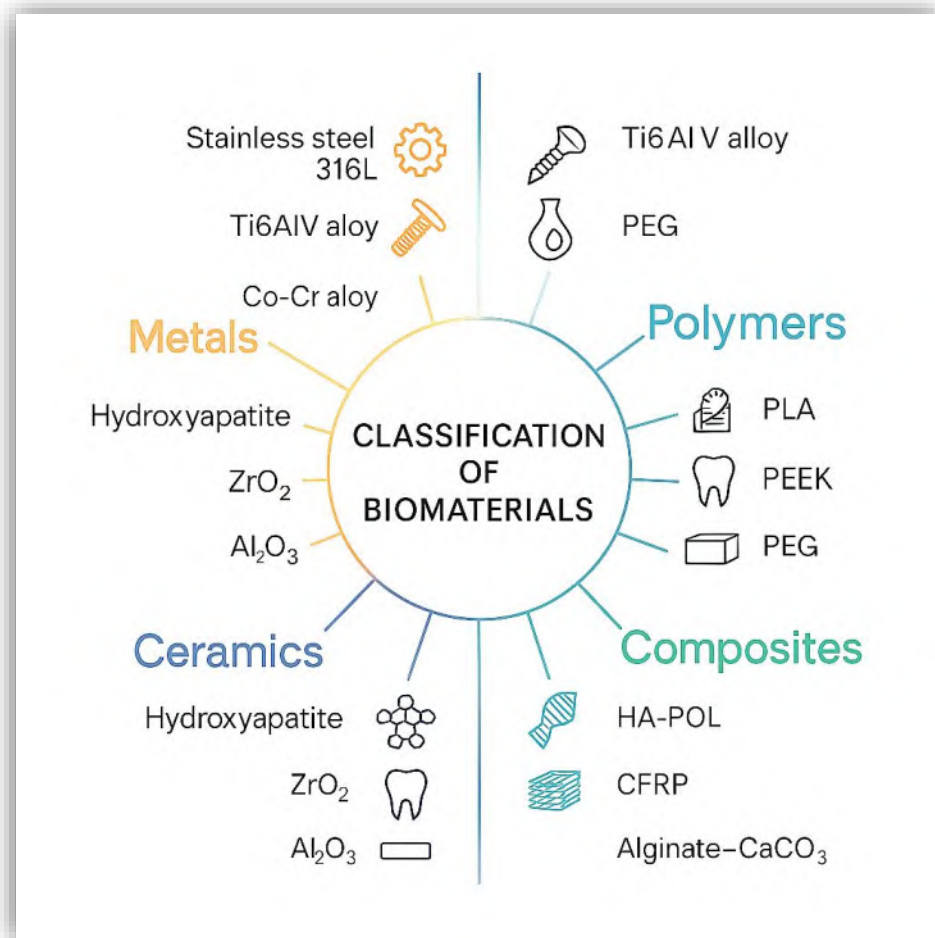


Figura 12 Clasificación de biomateriales

La comparación de materiales expuesta en la tabla anterior pone de manifiesto la diversidad de propiedades que pueden presentar los biomateriales, incluso dentro de una misma familia química. Por ejemplo, aunque los metales suelen exhibir módulos de elasticidad significativamente superiores a los de los polímeros o cerámicos, también presentan densidades más elevadas que pueden resultar desfavorables en determinadas aplicaciones donde el peso es un factor limitante. Las cerámicas bioactivas, como la hidroxiapatita y el vidrio bioactivo 45S5, se caracterizan por su notable capacidad osteointegrativa, pero presentan una resistencia a la tracción y una tenacidad a la fractura inferiores a las de las aleaciones metálicas, lo que restringe su uso como materiales de carga principal (Hench & Polak, 2002).

Por otra parte, los polímeros degradables, tales como el ácido poliláctico (PLA) y la policaprolactona (PCL), ofrecen ventajas en aplicaciones donde se busca la reabsorción controlada del implante y la sustitución progresiva por tejido nativo. No obstante, su módulo de elasticidad y su resistencia mecánica son comparativamente bajos, lo que limita su empleo en entornos que

requieren alta rigidez estructural (O'Brien, 2011). Las aleaciones de titanio, y en particular el Ti6Al4V y su variante ELI, han mostrado un comportamiento sobresaliente en implantología debido a la combinación de resistencia mecánica, estabilidad química en medios fisiológicos y compatibilidad biológica, si bien carecen de actividad antimicrobiana intrínseca (Geetha et al., 2009).

La selección de un biomaterial adecuado depende de la correcta ponderación de todos estos factores, así como de la consideración de variables adicionales, entre las que se incluyen la respuesta inmunológica del huésped, la facilidad de procesamiento, el coste de producción y la disponibilidad comercial. Este enfoque integral es esencial para garantizar que el material elegido cumpla con los requisitos funcionales, regulatorios y clínicos, minimizando el riesgo de falla temprana o complicaciones postoperatorias (Williams, 2009).

En los apartados siguientes se profundizará en la clasificación estructural de las aleaciones de titanio, su microestructura, propiedades mecánicas específicas y la relevancia de su uso en aplicaciones biomédicas contemporáneas.

2.2 El Titanio y sus Aleaciones: Naturaleza, Estructura y Clasificación

El titanio (Ti), descubierto en 1791 por William Gregor en Cornualles, Inglaterra, y nombrado en 1795 por Martin Heinrich Klaproth, es un elemento químico de número atómico 22 perteneciente al grupo IV-B de la tabla periódica. Se caracteriza por poseer una densidad relativamente baja ($\sim 4.5 \text{ g/cm}^3$) y un punto de fusión elevado ($\sim 1668 \text{ }^\circ\text{C}$), atributos que justifican su clasificación como un metal de transición con aplicaciones industriales y biomédicas de alta relevancia (Leyens & Peters, 2003). Su abundancia relativa en la corteza terrestre, cercana al 0.63 % en peso, contrasta con la complejidad de su extracción y procesamiento, factores que históricamente limitaron su utilización hasta el desarrollo del proceso Kroll en la década de 1940 (Donachie, 2000)

Una de las características más notables del titanio es su comportamiento alotrópico, que se manifiesta en la existencia de dos estructuras cristalinas estables según el rango de temperatura. A temperatura ambiente, el titanio adopta una estructura **hexagonal compacta** (*hexagonal close-packed*, HCP), denominada fase alfa (α), la cual se mantiene hasta aproximadamente $882 \text{ }^\circ\text{C}$. A partir de este umbral, se produce una transformación hacia una estructura **cúbica centrada en el cuerpo** (*body-centered cubic*, BCC), conocida como fase beta (β). Este fenómeno es de particular importancia tecnológica, ya que la adición de ciertos elementos de aleación permite estabilizar la fase β a temperatura ambiente, generando propiedades mecánicas y de procesabilidad únicas (Niinomi, 2003).

La estructura HCP se asocia con una elevada resistencia a la fluencia y una menor ductilidad relativa, mientras que la estructura BCC, estable a altas temperaturas o en presencia de elementos β -estabilizadores, confiere mayor capacidad de deformación plástica y facilidad de forjado (Long

& Rack, 1998). Estas características pueden observarse de manera comparativa en la **Figura 13**, donde se muestran las celdas unitarias de ambas fases y la clasificación esquemática de los diagramas de fase del titanio en función de los elementos de aleación, según Banerjee y Williams (2013). Esta dualidad estructural constituye la base para comprender el comportamiento mecánico y térmico del metal y de sus aleaciones.

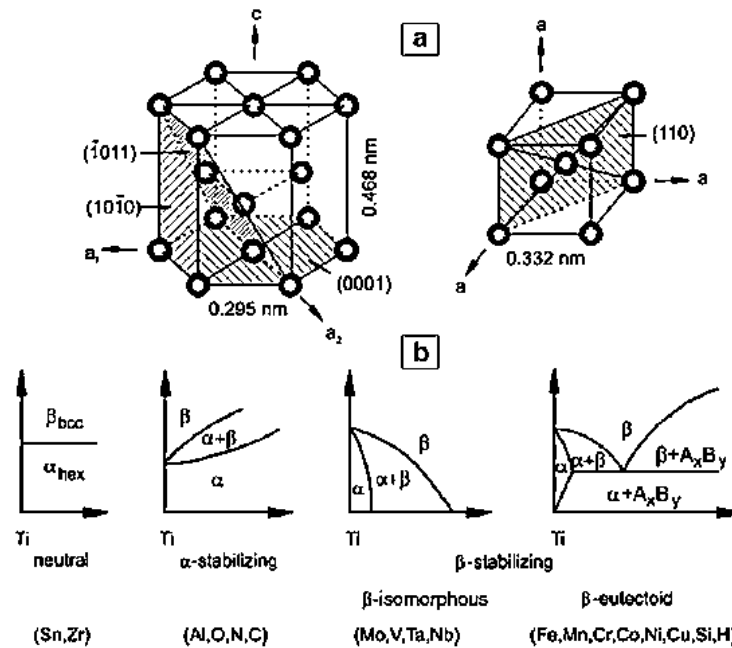


Figura 13 Estructura cristalina del titanio en sus dos fases

(a) Estructura cristalina del titanio en sus dos fases alotrópicas: hexagonal compacta (*hexagonal close-packed*, HCP) correspondiente a la fase alfa, y cúbica centrada en el cuerpo (*body-centered cubic*, BCC) correspondiente a la fase beta. (b) Categorías representativas de diagramas de fases del titanio con diferentes elementos de aleación: neutral, alfa-estabilizadores y beta-estabilizadores. (Banerjee & Williams, 2013)

2.2.1 Aleaciones alfa+beta ($\alpha+\beta$)

Las aleaciones alfa+beta representan el grupo más utilizado y estudiado dentro de los sistemas aleados de titanio, debido a su equilibrio entre resistencia mecánica, ductilidad y estabilidad frente a la corrosión. Estas aleaciones se caracterizan por contener proporciones controladas de fase alfa, con estructura cristalina hexagonal compacta (HCP), y fase beta, con estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC). La coexistencia de ambas fases a temperatura ambiente es el resultado de la incorporación de elementos de aleación que modifican la temperatura de transformación alotrópica del titanio puro, estabilizando parcial o totalmente la fase beta durante el enfriamiento (Niinomi, 2003).

Desde el punto de vista composicional, las aleaciones alfa+beta suelen incorporar cantidades moderadas de elementos alfa-estabilizadores, como el aluminio, y beta-estabilizadores, como el vanadio o el molibdeno. La presencia de aluminio contribuye a incrementar la resistencia a la fluencia y mejorar la estabilidad térmica de la fase alfa, mientras que el vanadio favorece la retención de fase beta en equilibrio. La proporción relativa de las fases, así como la morfología de la fase beta transformada (lamelar o granular), pueden controlarse mediante tratamientos térmicos específicos, como el recocido en la región alfa+beta o la solución en beta seguida de enfriamiento controlado (Long & Rack, 1998).

El interés de estas aleaciones en aplicaciones biomédicas radica en su capacidad de combinar propiedades que, de manera aislada, se encuentran en las aleaciones puramente alfa o beta. Por ejemplo, mientras que las aleaciones alfa ofrecen una elevada resistencia a la oxidación y buena estabilidad dimensional, y las aleaciones beta exhiben una ductilidad superior y un módulo de elasticidad reducido, las aleaciones alfa+beta logran un compromiso óptimo entre rigidez y resistencia a la tracción, con una ductilidad suficiente para soportar procesos de conformado y maquinado (Geetha et al., 2009). Esta combinación de atributos explica que el sistema Ti-6Al-4V, perteneciente a esta categoría, se haya convertido en el material metálico de referencia en implantología y ortopedia de carga.

Las propiedades mecánicas típicas de las aleaciones alfa+beta dependen de su microestructura, que puede presentar morfología bimodal, con granos primarios alfa y regiones de beta transformada. Esta disposición permite alcanzar resistencias a la tracción superiores a 850 MPa y un módulo de elasticidad aproximado de 110 GPa, valores que resultan adecuados para soportar cargas cíclicas en prótesis articulares o implantes dentales (Niinomi, 2003). La presencia de fase beta transformada también facilita la deformación plástica durante el conformado, manteniendo una excelente estabilidad dimensional tras procesos térmicos.

El comportamiento electroquímico de las aleaciones alfa+beta se encuentra estrechamente vinculado a la formación de la capa pasiva de dióxido de titanio (TiO₂), que confiere resistencia a la corrosión en medios fisiológicos. Este fenómeno es de particular relevancia en entornos clínicos, donde la exposición prolongada a fluidos biológicos puede comprometer la integridad de metales menos resistentes. Estudios comparativos han mostrado que la resistencia a la corrosión de Ti-6Al-4V es superior a la del acero inoxidable 316L y comparable a la de titanio comercialmente puro, consolidando su aceptación como biomaterial (Geetha et al., 2009).

La importancia de las aleaciones alfa+beta en el campo biomédico se ve reforzada por su versatilidad, ya que pueden modificarse superficialmente mediante tratamientos de anodización, granallado, grabado químico o aplicación de recubrimientos bioactivos, como hidroxiapatita o nanopartículas de plata. Estas estrategias permiten incrementar su capacidad osteointegrativa y dotarlas de propiedades antimicrobianas, ampliando su espectro de aplicaciones clínicas (Zhao, 2009). En consecuencia, el estudio detallado de estas aleaciones no sólo es relevante por su

prevalencia industrial, sino por su potencial como plataforma de materiales multifuncionales para implantes de nueva generación.

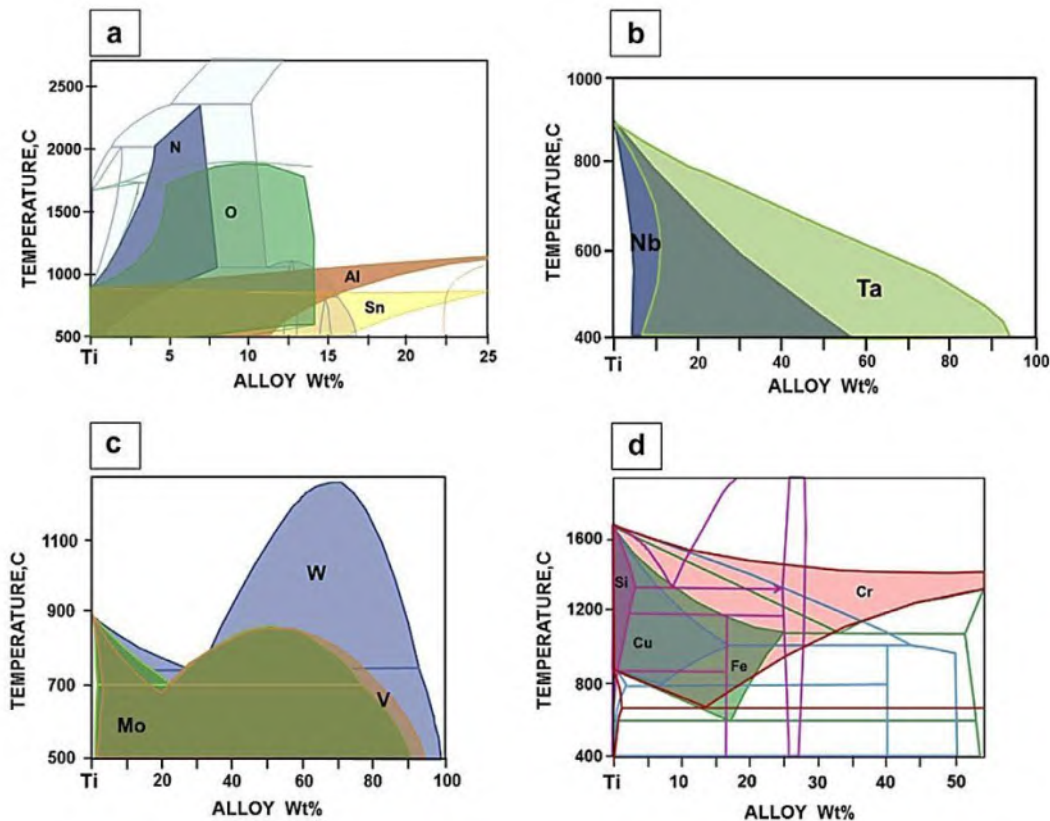


Figura 14 Representación esquemática del diagrama de fases Ti–Al

Representación esquemática del diagrama de fases Ti–Al mostrando las regiones de estabilidad relativa de las fases alfa y beta y la zona de coexistencia alfa+beta en función de la temperatura y el contenido de aluminio. (Banerjee & Williams, 2013).

2.3 Aleación Ti6Al4V y Ti6Al4V ELI

2.3.1 Composición química y clasificación normativa

La aleación Ti6Al4V, también denominada Ti–6Al–4V, constituye el material más utilizado en aplicaciones biomédicas dentro de la familia de aleaciones de titanio $\alpha+\beta$, debido a su notable combinación de resistencia mecánica, estabilidad electroquímica y biocompatibilidad (Geetha et al., 2009). Su denominación obedece a su contenido nominal de aproximadamente 6 % en peso de aluminio y 4 % de vanadio, elementos que cumplen funciones específicas en la estabilización

de fases: el aluminio actúa como alfa-estabilizador, mientras que el vanadio promueve la formación y retención de fase beta (Niinomi, 2003).

Desde el punto de vista normativo, su uso en dispositivos implantables está regulado principalmente por la norma **ASTM F136**, titulada *Standard Specification for Wrought Titanium-6Aluminum-4Vanadium ELI Alloy for Surgical Implant Applications*, la cual define tanto los límites de composición química como los requerimientos de pureza intersticial y propiedades mecánicas. La sigla **ELI** (Extra Low Interstitials) hace referencia a la variante de mayor pureza, caracterizada por contenidos más bajos de oxígeno, nitrógeno, carbono e hidrógeno. Esta reducción de impurezas confiere al material una mayor tenacidad a la fractura y mejor comportamiento frente a cargas cíclicas, aspectos críticos en implantología y ortopedia (Long & Rack, 1998).

Tabla 2 Composición química típica de Ti6Al4V ELI

Elemento	Contenido en % en peso
Titanio (Ti)	Balance
Aluminio (Al)	5.50 – 6.50
Vanadio (V)	3.50 – 4.50
Hierro (Fe)	≤0.25
Oxígeno (O)	≤0.13
Carbono (C)	≤0.08
Nitrógeno (N)	≤0.05
Hidrógeno (H)	≤0.013

Fuente: ASTM F136 (2022)

La importancia de controlar el contenido de estos elementos radica en su impacto directo sobre la microestructura y las propiedades finales del material. El aluminio, presente en proporciones comprendidas entre 5.5 y 6.5 %, confiere solidez a la fase alfa mediante el reforzamiento por solución sólida, elevando la resistencia a la fluencia y la estabilidad térmica (Niinomi, 2003) El vanadio, en cantidades de 3.5 a 4.5 %, estabiliza la fase beta, permitiendo la obtención de microestructuras bimodales que combinan resistencia y ductilidad (Geetha et al., 2009).

Por su parte, los elementos intersticiales —oxígeno, nitrógeno, carbono e hidrógeno— son considerados contaminantes, y su presencia se controla de forma estricta, ya que incrementos por encima de los umbrales normativos pueden inducir fragilidad y disminuir la tenacidad a la fractura (Long & Rack, 1998). Este aspecto reviste especial importancia en el caso de Ti6Al4V ELI, donde el contenido máximo permitido de oxígeno es de 0.13 %, en contraste con el Ti6Al4V grado estándar, que admite hasta 0.20 % (ASTM F136, 2022).

La clasificación normativa distingue entre varias designaciones en función de la aplicación prevista y el nivel de pureza intersticial, conforme se resume a continuación:

- **Grado 5 (Ti6Al4V):** Composición estándar, mayor tolerancia a impurezas, destinado a aplicaciones estructurales no críticas.
- **Grado 23 (Ti6Al4V ELI):** Extra baja concentración de intersticiales, indicado específicamente para dispositivos implantables de uso quirúrgico prolongado (Geetha et al., 2009).

La elección de Ti6Al4V ELI en la presente investigación responde precisamente a esta clasificación y a la necesidad de asegurar un desempeño mecánico y biológico óptimo en condiciones simuladas de implantación. Este material constituye el punto de partida sobre el que se proyectan estrategias de modificación superficial orientadas a incorporar propiedades antimicrobianas mediante recubrimientos con nanopartículas de plata.

2.3.2 Microestructura y características metalúrgicas

La microestructura de la aleación Ti6Al4V ELI se caracteriza por una morfología bimodal derivada de su naturaleza $\alpha+\beta$, resultado de la coexistencia de dos fases cristalinas en equilibrio a temperatura ambiente. La fase alfa posee una estructura hexagonal compacta (*hexagonal close-packed*, HCP) y se distribuye en forma de granos primarios, mientras que la fase beta transformada adopta una estructura cúbica centrada en el cuerpo (*body-centered cubic*, BCC) y se forma a partir de la transformación martensítica o de difusión controlada durante los ciclos térmicos (Long & Rack, 1998).

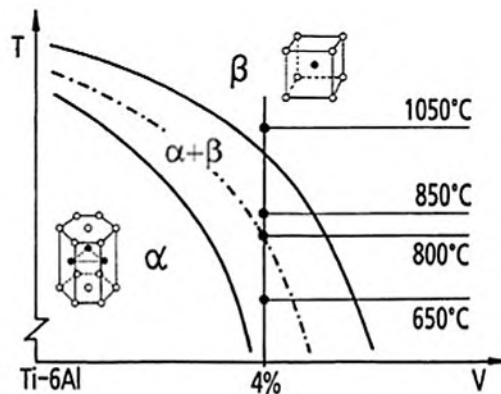


Figura 15 Estructura cristalográfica de TI6AL4V en sus dos fases alotrópicas

Estructura cristalina del titanio en sus dos fases alotrópicas: (a) fase alfa con estructura hexagonal compacta (*hexagonal close-packed*, HCP) y (b) fase beta con estructura cúbica centrada en el cuerpo (*body-centered cubic*, BCC). La fase alfa es estable a temperatura ambiente y confiere alta resistencia a la fluencia, mientras que la fase beta se estabiliza a temperaturas superiores a 882 °C o en presencia de elementos beta-estabilizadores, aportando mayor ductilidad y capacidad de deformación plástica. (Banerjee & Williams, 2013).

El proceso de fabricación y los tratamientos termomecánicos aplicados a la aleación determinan de manera decisiva la proporción, distribución y morfología de estas fases. Por ejemplo, tras un ciclo de forja seguido de recocido en la región $\alpha+\beta$, se obtiene una microestructura bimodal compuesta por aproximadamente 60–70 % de fase α en forma de granos equiaxiales y 30–40 % de fase β transformada, dispuesta en láminas o colonias intergranulares (Geetha et al., 2009). Este equilibrio resulta crítico, ya que los granos primarios de α confieren resistencia a la fluencia y estabilidad dimensional, mientras que la fase β transformada contribuye a la ductilidad y facilita el conformado en estado caliente.

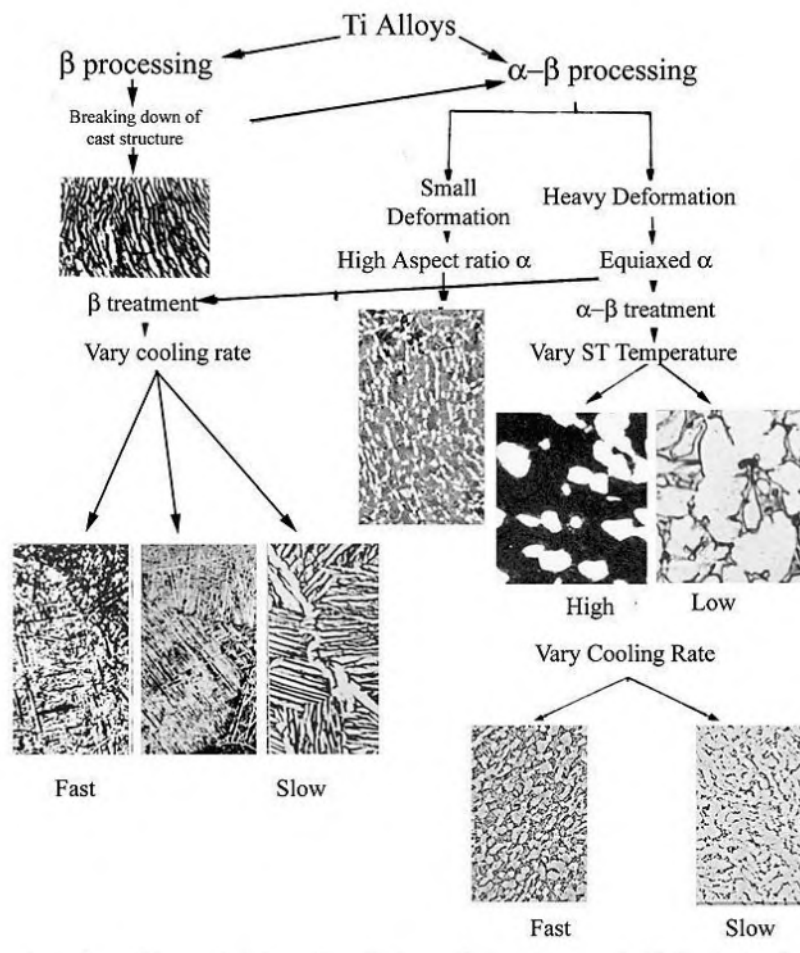


Figura 16. Esquema de rutas de procesamiento térmico y mecánico de aleaciones de titanio $\alpha+\beta$ y β

Esquema de rutas de procesamiento térmico y mecánico de aleaciones de titanio $\alpha+\beta$ y β , que muestra la influencia de la deformación, la temperatura de tratamiento y la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura resultante. Las micrografías ilustran morfologías características: estructura equiaxial, alta relación de aspecto en fase α y disposición acicular o laminar de fase β transformada. (Geetha et al., 2009).

La Figura 16 sintetiza de forma esquemática las posibles rutas de procesamiento térmico y mecánico de aleaciones de titanio $\alpha+\beta$ y β . Como se observa, la microestructura final depende de manera crítica de la secuencia de operaciones, la magnitud de la deformación en caliente, la temperatura de tratamiento y la velocidad de enfriamiento. El control preciso de estas variables permite obtener morfologías equiaxiales, laminares o aciculares, cada una con implicaciones directas sobre la resistencia mecánica, la tenacidad a la fractura y la respuesta a la fatiga. Este comportamiento explica la notable versatilidad de Ti6Al4V ELI en aplicaciones implantológicas. La morfología de la fase beta puede modificarse mediante variaciones en la velocidad de enfriamiento desde la región monofásica beta. En enfriamientos rápidos, se forma una microestructura acicular martensítica (fase α'), caracterizada por láminas finas y elevada dureza, pero menor ductilidad. Este comportamiento fue documentado extensamente en estudios metalográficos que evaluaron el efecto de la velocidad de enfriamiento y el contenido de oxígeno en Ti6Al4V ELI (Banerjee & Williams, 2013)

En términos cristalográficos, los granos de fase alfa exhiben una orientación preferencial que contribuye al anisotropismo mecánico, mientras que la fase beta transformada genera interfaces de límite de grano que actúan como sitios de nucleación de dislocaciones. Este entramado microestructural explica la combinación singular de alta resistencia a la tracción (superior a 850 MPa), límite de fatiga elevado y un módulo de elasticidad intermedio (~ 110 GPa) (Niinomi, 2003).

Por su parte, los estudios realizados en la tesis de Beatriz G. (2016) compararon la microestructura de Ti6Al4V con la de acero inoxidable 316L, evidenciando que la aleación de titanio presenta una microestructura más refinada y homogénea, con menor tendencia a la presencia de inclusiones o segregaciones. Este atributo contribuye no sólo a su comportamiento mecánico favorable, sino también a la estabilidad electroquímica y a la menor liberación de iones en condiciones fisiológicas simuladas.

La combinación de estas características convierte a Ti6Al4V ELI en un biomaterial de referencia para prótesis de carga, tornillos de osteosíntesis, anclajes dentales y componentes de instrumentación quirúrgica, donde la estabilidad dimensional y la resistencia a la corrosión son esenciales.

2.3.3 Propiedades mecánicas y fisicoquímicas del Ti6Al4V ELI

La aleación titanio–aluminio–vanadio (Ti6Al4V) ha sido objeto de una intensa caracterización en el ámbito biomédico debido a su combinación única de resistencia mecánica, baja densidad, biocompatibilidad y comportamiento pasivo en medios fisiológicos. En su variante ELI (Extra Low Interstitials), esta aleación presenta un contenido controlado de oxígeno, carbono y nitrógeno, lo que mejora su tenacidad a la fractura y su resistencia al crecimiento de grietas por fatiga, haciéndola especialmente adecuada para implantes de carga prolongada.

Desde el punto de vista mecánico, el Ti6Al4V ELI exhibe una alta resistencia a la tracción, con valores típicos de 860–896 MPa en condición recocida, combinada con un módulo de elasticidad de ~110 GPa. Este valor intermedio entre el acero inoxidable (≈ 200 GPa) y el hueso cortical (10–30 GPa) contribuye a reducir el fenómeno de estrés por protección (stress shielding) que puede ocasionar reabsorción ósea periprotésica. Su límite de fatiga axial en condiciones de alta carga cíclica puede superar los 700 MPa en geometrías lisas, y mantiene una ductilidad moderada con elongaciones típicas de 10–15 %.

Fisicoquímicamente, el Ti6Al4V ELI es una aleación $\alpha+\beta$ que forma una película de óxido superficial rica en TiO_2 , la cual se regenera espontáneamente ante eventos de ruptura mecánica o cambios locales en pH y potencial. Esta capa pasiva le confiere estabilidad frente a una gran variedad de medios acuosos, incluyendo soluciones cloruradas y fluidos corporales simulados. La densidad de corriente pasiva medida en disolución de Hank balanceada suele situarse en el orden de 10^{-7} A/cm², lo que indica una cinética de disolución extremadamente lenta y un comportamiento electroquímico pasivo sostenido.

Tabla 3 Propiedades mecánicas y fisicoquímicas típicas del Ti6Al4V ELI

Propiedad	Valor típico	Unidad	Fuente
Densidad	4.43	g/cm ³	Carpenter Technology (2023)
Módulo de elasticidad (E)	105–116	GPa	Geetha et al. (2009)
Resistencia a la tracción (UTS)	860–896	MPa	ASTM F136 / Datasheet Ti64 ELI
Límite elástico (0.2 %)	770–827	MPa	ASTM F136 / Datasheet Ti64 ELI
Elongación a la fractura	10–15	%	ASTM F136
Tenacidad a la fractura (KIC)	55–80	MPa·m ^{1/2}	Long & Rack (1998)
Límite de fatiga axial (liso, R = 0.1)	400–700	MPa	Hanawa (2004); Geetha et al. (2009)
Módulo de corte (G)	41–45	GPa	Carpenter Technology (2023)
Conductividad térmica (a 600 °C)	~11.5	W/m·K	Carpenter Technology (2023)
Resistencia eléctrica (a 25 °C)	~1053	$\mu\Omega\cdot\text{cm}$	Carpenter Technology (2023)
Corriente pasiva en HBSS	$\approx 10^{-7}$	A/cm ²	Long & Rack (1998); Hanawa (2004)

Estas propiedades han consolidado al Ti6Al4V ELI como material estándar en implantología ortopédica y dental, particularmente en prótesis de cadera, columnas vertebrales, fijaciones mandibulares y sistemas de osteosíntesis. Su equilibrio entre rigidez, resistencia y biocompatibilidad lo distingue respecto a otras alternativas como el acero 316L o las aleaciones

de Co-Cr, especialmente en aplicaciones que requieren integración ósea y cargas funcionales prolongadas.

2.3.4 Resistencia a la corrosión en medios fisiológicos

La resistencia a la corrosión es una propiedad crítica en aleaciones metálicas utilizadas como biomateriales, especialmente en implantes de carga prolongada que estarán expuestos de forma continua a fluidos corporales. En este contexto, la aleación Ti6Al4V ELI ha sido ampliamente adoptada en implantología ortopédica y dental debido a su capacidad de formar una película superficial de óxido de titanio (TiO₂), estable, adherente y autorreparable, que actúa como barrera frente al intercambio de especies iónicas con el entorno.

Diversos estudios han evaluado el comportamiento electroquímico del Ti6Al4V ELI en soluciones fisiológicas simuladas, como NaCl 0.9 %, Hank's Balanced Salt Solution (HBSS) y saliva artificial, observando un régimen pasivo sostenido bajo condiciones de pH neutro y presencia de (Geetha et al., 2009; Hanawa, 2004; Long & Rack, 1998). No obstante, se ha señalado que factores como la concentración de iones haluro, las oscilaciones en el potencial electroquímico local o el desgaste mecánico repetido pueden inducir fenómenos de despasivación transitoria o promover la corrosión localizada.

En este contexto, el desarrollo de tratamientos superficiales orientados a mejorar o estabilizar el comportamiento electroquímico de la aleación ha cobrado relevancia en la última década. Estrategias como la modificación de la rugosidad, la anodización, la incorporación de fases cerámicas o la deposición de nanopartículas metálicas buscan ampliar la ventana de estabilidad pasiva, reducir la susceptibilidad a fenómenos de picado y prolongar la durabilidad clínica del implante sin comprometer su biocompatibilidad.

2.3.5 Aplicaciones implantológicas del Ti6Al4V ELI

La aleación Ti6Al4V ELI (Extra Low Interstitials) ha sido reconocida como uno de los biomateriales más versátiles y efectivos en implantología, gracias a su combinación única de propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y biocompatibilidad. Su microestructura bifásica $\alpha + \beta$, junto con un bajo contenido de impurezas intersticiales, le confiere una alta resistencia a la fatiga, baja densidad (4.43 g/cm³), y un módulo elástico intermedio (≈ 110 GPa), más cercano al del hueso humano en comparación con otros metales como el acero inoxidable (Geetha et al., 2009; Long & Rack, 1998)

En el ámbito biomédico, esta aleación se utiliza ampliamente en prótesis ortopédicas, tornillos de osteosíntesis, fijaciones espinales y, cada vez con mayor interés, en implantes dentales. Su comportamiento pasivo en medios fisiológicos y su capacidad para integrarse directamente con el tejido óseo (osteointegración) han favorecido su adopción en la fabricación de postes implantables, pilares personalizados y estructuras de carga transmucosa (Hanawa, 2004)

2.3.6 Aplicación en ortodoncia y comparación con acero inoxidable 316L

Aunque el uso más consolidado del Ti6Al4V ELI se encuentra en implantología endoósea, su potencial en ortodoncia ha sido objeto de creciente investigación, especialmente como alternativa al acero inoxidable 316L en la fabricación de arcos para brackets y dispositivos ortodónticos. Diversos estudios han destacado sus ventajas frente al 316L, entre ellas una mejor relación resistencia-peso, menor densidad y mayor resistencia a la fatiga, sin comprometer su biocompatibilidad (García, 2021)

El acero inoxidable 316L ha sido históricamente el estándar en ortodoncia por su resistencia mecánica, facilidad de manufactura y bajo costo. Sin embargo, contiene níquel —elemento potencialmente alergénico— y presenta un módulo elástico elevado (~200 GPa) que acentúa la discrepancia biomecánica con el tejido óseo. En contraste, el Ti6Al4V ELI no contiene níquel, ofrece mayor resistencia a la corrosión en presencia de cloruros y muestra menor liberación iónica, factores relevantes para su desempeño en cavidad oral (Hanawa, 2004; Long & Rack, 1998).

Estudios comparativos en medio de saliva artificial han demostrado que el titanio-aluminio-vanadio mantiene mayor estabilidad superficial y menor alteración termoelectrónica tras exposiciones prolongadas, en comparación con el acero inoxidable (García, 2021). Además, su capacidad de ser funcionalizado mediante técnicas como anodización o depósito de nanopartículas refuerza su potencial como material base en ortodoncia activa, con propiedades mejoradas tanto en el plano mecánico como antimicrobiano.

2.3.7 Regulaciones y estándares

El Ti6Al4V ELI se encuentra regulado por normativas internacionales como la ASTM F136 y la ISO 5832-3, las cuales especifican los requisitos de composición química, pureza, propiedades mecánicas y condiciones de procesamiento para su uso en implantes quirúrgicos. Asimismo, la FDA lo reconoce como material apto para aplicaciones médicas permanentes, tanto en ortopedia como en odontología.

2.4 Infecciones asociadas a biomateriales implantables

Las infecciones asociadas a implantes representan una de las principales causas de fracaso clínico en el uso de biomateriales, especialmente en procedimientos de ortopedia, traumatología y odontología. Estas infecciones pueden manifestarse desde el postoperatorio inmediato hasta años después de la implantación, y conllevan complicaciones severas como osteólisis, pérdida de integración ósea, necesidad de explantación y tratamiento antibiótico prolongado (Zimmerli & Sendi, 2017).

En el caso del titanio y sus aleaciones, como el Ti6Al4V ELI, si bien se reconoce su excelente biocompatibilidad y estabilidad química, su superficie metálica no posee propiedades

bacteriostáticas intrínsecas, lo que permite la colonización por microorganismos en condiciones desfavorables. La principal vía de infección es la formación de biopelículas (biofilms), estructuras microbianas organizadas que se adhieren a la superficie del implante, protegidas por una matriz extracelular rica en polisacáridos y proteínas (Subramani et al., 2009)

Esta matriz confiere a las bacterias una alta resistencia frente a antimicrobianos convencionales y a la respuesta inmune del huésped. La formación del biofilm comienza con la adsorción de proteínas salivales o séricas sobre la superficie del implante, seguida de la adhesión bacteriana inicial (pioneros como *Streptococcus spp.* o *Actinomyces spp.*), la maduración de microcolonias y la consolidación de la biopelícula con especies oportunistas como *Staphylococcus aureus* o *Porphyromonas gingivalis* (Lemos, 2019).

Las infecciones periimplantarias han sido ampliamente documentadas tanto en implantes ortopédicos como dentales. En odontología, la exposición del implante al entorno salival, sumada a deficiencias en la higiene bucal o en el sellado transmucoso, favorece la adhesión microbiana. De hecho, se ha observado que incluso aleaciones con alta resistencia a la corrosión, como el Ti6Al4V ELI, pueden albergar biofilms maduros si no se recurre a estrategias de modificación superficial (Schwarz et al., 2018). Lo anterior subraya la importancia de considerar tratamientos funcionales que integren propiedades antimicrobianas sin comprometer la biocompatibilidad del material.

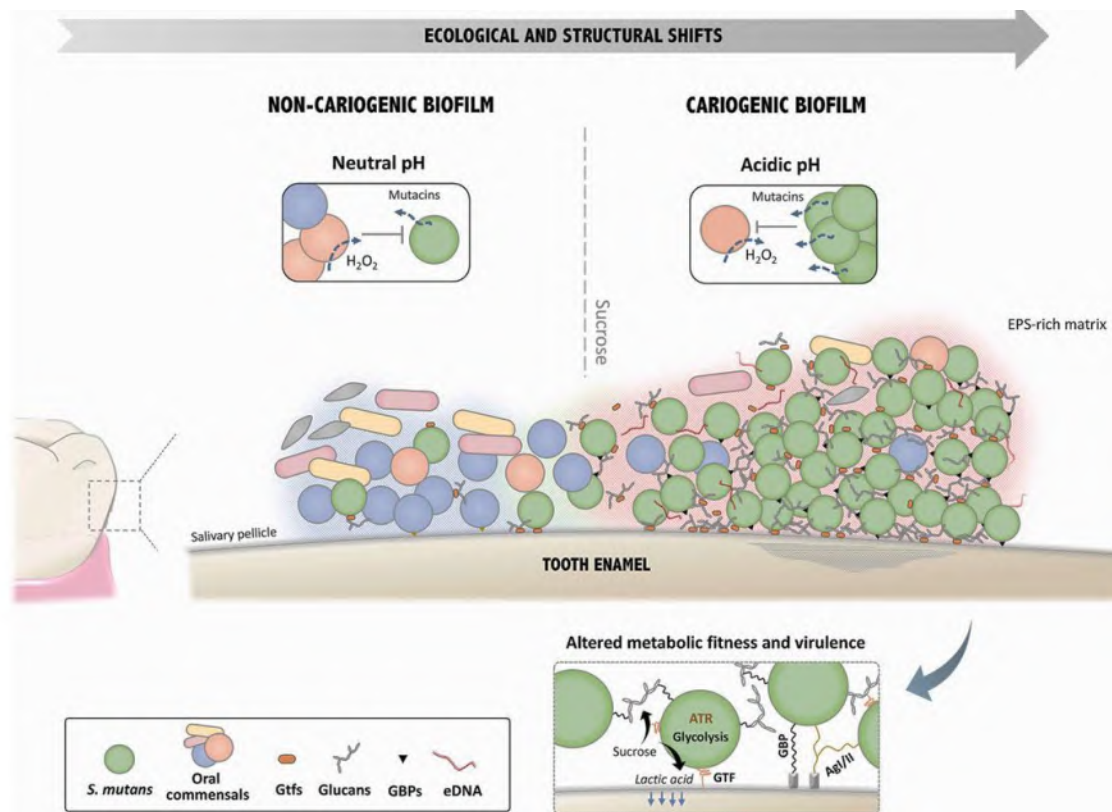


Figura 17 Formación de biopelícula cariogénica y transición ecológica sobre superficies dentales

El esquema ilustra cómo, en condiciones de pH neutro, colonizadores primarios (como *Streptococcus gordonii*, *S. mitis* y *Actinomyces spp.*) se adhieren al esmalte o a superficies implantables mediante proteínas salivales. La producción de H_2O_2 por bacterias comensales inhibe el crecimiento de especies patógenas. Sin embargo, la exposición continua a sacarosa induce la actividad de glucosiltransferasas (GTFs) de *S. mutans*, que generan una matriz de polisacáridos extracelulares (EPS) junto con eDNA y proteínas GBPs, favoreciendo la adhesión bacteriana, la maduración del biofilm y un descenso progresivo del pH. Este microambiente ácido permite a *S. mutans* dominar la biopelícula, eliminando competidores y estableciendo una comunidad resistente y patógena. (Lemos, 2019)

2.5 Bacterias modelo en infecciones asociadas a biomateriales implantables

2.5.1 *Staphylococcus aureus*

Staphylococcus aureus es un coco Gram positivo, coagulasa positivo, ampliamente reconocido como uno de los principales patógenos asociados a infecciones nosocomiales y comunitarias. Su capacidad para colonizar tanto piel como mucosas y adaptarse a distintos nichos anatómicos refleja un metabolismo flexible que le permite prosperar como anaerobio facultativo. En el contexto de biomateriales implantables, esta bacteria se distingue por un repertorio de proteínas de superficie

conocidas como MSCRAMMs (microbial surface components recognizing adhesive matrix molecules), que median la unión a proteínas de matriz extracelular como fibrinógeno, fibronectina y colágeno, adsorbidas de manera natural sobre superficies metálicas implantadas. Esta interacción inicial representa el primer paso hacia la colonización bacteriana de materiales como el titanio y sus aleaciones, incluida la Ti6Al4V ELI, que son ampliamente utilizadas en odontología y ortopedia (Foster et al., 2014)

Una vez adherido al sustrato, *S. aureus* despliega mecanismos para la formación de biopelículas, estructuras tridimensionales constituidas por células embebidas en una matriz extracelular polimérica compuesta por polisacáridos, proteínas y ADN extracelular. Estas biopelículas crean microambientes heterogéneos en cuanto a disponibilidad de nutrientes y oxígeno, lo que favorece la aparición de fenotipos de alta tolerancia, como las variantes de colonia pequeña. Esta estrategia contribuye a la evasión de la respuesta inmune del huésped y dificulta el acceso de los antibióticos a las células bacterianas en las capas profundas (Flemming & Wingender, 2010). Clínicamente, este fenómeno se traduce en infecciones de prótesis articulares y dispositivos médicos caracterizadas por recaídas frecuentes y resistencia a tratamientos convencionales. (Zimmerli et al., 2004) subrayan que *S. aureus* es responsable de gran parte de las infecciones protésicas, donde la biopelícula actúa como barrera física y fisiológica frente a terapias antibióticas, lo cual impone la necesidad de abordajes quirúrgicos combinados con tratamientos antimicrobianos de amplio espectro.

En ortopedia y odontología, la colonización de *S. aureus* en superficies de titanio se ve modulada por características fisicoquímicas del material, entre ellas la rugosidad superficial y la energía libre de superficie. Estudios como los de (Bollenl et al., 1997; Teughels et al., 2006) han demostrado que existe un umbral crítico de rugosidad ($R_a \approx 0,2 \mu m$), a partir del cual la retención bacteriana aumenta de manera significativa, favoreciendo la fijación temprana de células bacterianas y el posterior desarrollo de biopelículas maduras. Estos hallazgos refuerzan la idea de que, aun cuando el titanio presenta excelente biocompatibilidad, no es un material exento del riesgo de infección. De esta manera, el desarrollo de recubrimientos antimicrobianos, como las nanopartículas de plata electrodepositadas, cobra gran relevancia al proporcionar una barrera activa que interfiere en las etapas iniciales de adhesión y compromete la estabilidad de la biopelícula en formación (Campoccia et al., 2006).

2.5.2 *Pseudomonas aeruginosa*

Pseudomonas aeruginosa es un bacilo Gram negativo oportunista, no fermentador y ampliamente distribuido en el ambiente, caracterizado por su baja exigencia nutricional y su capacidad de colonizar superficies húmedas, incluidas aquellas de dispositivos médicos. Esta bacteria se distingue por su extraordinaria plasticidad metabólica y regulatoria, basada en sofisticados sistemas de quorum sensing que controlan tanto la producción de factores de virulencia como la formación de biopelículas. En condiciones clínicas, ***P. aeruginosa*** se asocia a infecciones

persistentes en pacientes inmunocomprometidos y a la colonización de biomateriales, donde su tolerancia intrínseca a múltiples antibióticos y desinfectantes representa un desafío terapéutico significativo (Donlan, 2001; Rasamiravaka et al., 2015).

Los sistemas de señalización Las, Rhl y PQS coordinan la expresión de genes relacionados con elastasas, proteasas, rhamnolípidos y exotoxinas, así como con la producción de la matriz extracelular que estructura la biopelícula (Rasamiravaka et al., 2015). Este modo de vida comunitario confiere ventajas adaptativas, como resistencia a antibióticos y protección frente al sistema inmune, explicando por qué las infecciones por **P. aeruginosa** asociadas a implantes suelen ser crónicas y refractarias al tratamiento. (Høiby et al., 2011) destacan que la presencia de biopelículas de **P. aeruginosa** en dispositivos médicos es un factor determinante en la recurrencia de infecciones, debido a la capacidad de estas comunidades bacterianas para sobrevivir incluso bajo regímenes antimicrobianos agresivos.

En el marco conceptual de (Gristina, 1987), denominado “race for the surface”, *P. aeruginosa* ejemplifica el dilema entre la colonización bacteriana temprana y la integración tisular del implante. La adhesión inicial está influida por las características del material implantado, como la hidrofobicidad, la microtopografía y la presencia de proteínas de acondicionamiento (Bollenl et al., 1997; Teughels et al., 2006). Una superficie con rugosidad o energía libre elevada favorece la colonización bacteriana en detrimento de la osteointegración, lo que subraya la vulnerabilidad de aleaciones como el Ti6Al4V ELI a este tipo de infecciones oportunistas. Ante esta problemática, los recubrimientos con nanopartículas de plata se proponen como una alternativa tecnológica orientada a limitar la adhesión inicial, interrumpir la comunicación por quorum sensing y reducir la viabilidad bacteriana en el biofilm, favoreciendo con ello la integración segura del implante.

2.5.3 *Enterococcus faecalis*

Enterococcus faecalis es un coco Gram positivo anaerobio facultativo, ampliamente reconocido por su extraordinaria resiliencia en condiciones ambientales adversas. Su capacidad de sobrevivir en medios con pH elevado, baja disponibilidad de nutrientes y presencia de antimicrobianos explica su frecuente aislamiento en fracasos endodónticos y en infecciones persistentes asociadas a implantes dentales (Love, 2001; Stuart et al., 2006). Estas características hacen de *E. faecalis* un microorganismo modelo en el estudio de infecciones por biofilm resistentes a la terapia convencional, especialmente en entornos clínicos donde se emplean biomateriales implantables.

Entre sus principales factores de virulencia destacan adhesinas como Ace, proteínas de superficie implicadas en la unión a colágeno y otras moléculas de matriz extracelular, así como enzimas hidrolíticas como la gelatinasa (GeIE), que contribuyen a la disgregación tisular y facilitan la invasión (Love, 2001). Además, *E. faecalis* posee una notable capacidad para organizarse en biopelículas, lo que incrementa su tolerancia a antibióticos y mecanismos de defensa del huésped (Stuart et al., 2006)(Stuart et al., 2006). Estas biopelículas han sido observadas en fracasos de

tratamientos de conductos radiculares y en superficies periimplantarias, donde actúan como reservorios de infección persistente (Mombelli & Décaillet, 2011).

En implantología oral, la formación de biofilm alrededor de los implantes de titanio constituye un factor central en la etiopatogenia de la mucositis y la periimplantitis. Las superficies rugosas y la microtopografía del titanio favorecen la retención de bacterias como *E. faecalis*, lo que conduce a comunidades bacterianas estables y difíciles de erradicar (Bollenl et al., 1997; Teughels et al., 2006). Las guías clínicas de la ESCMID enfatizan que las infecciones por biofilm, incluyendo las causadas por enterococos, representan un reto diagnóstico y terapéutico, ya que exigen tratamientos prolongados y, en muchos casos, la remoción del dispositivo afectado (Høiby et al., 2015). Frente a estas limitaciones, el empleo de recubrimientos antimicrobianos que liberen iones con acción bactericida, como las nanopartículas de plata electrodepositadas en Ti6Al4V ELI, constituye una estrategia fundamentada en la necesidad de reducir la colonización inicial y aumentar la seguridad clínica de los implantes tanto ortopédicos como dentales.

2.6 Nanopartículas de plata

2.6.1 Generalidades

Las nanopartículas de plata (AgNPs) son estructuras coloidales con tamaños entre 1 y 100 nanómetros, compuestas principalmente por átomos de plata elementales (Ag^0), frecuentemente estabilizadas con agentes de recubrimiento (ligandos orgánicos, polímeros o proteínas). Su alta relación superficie-volumen y su capacidad de liberar iones Ag^+ las distingue de otros sistemas metálicos (M. Rai et al., 2009)

Desde principios del siglo XX, la plata ha sido empleada como agente antimicrobiano, pero su forma nanoparticulada ha sido objeto de creciente interés en la última década por su eficacia antimicrobiana en medios líquidos y sólidos. Las AgNPs se encuentran comúnmente en tres formas estructurales: esféricas, prismáticas y cúbicas, siendo la forma esférica la más ampliamente utilizada por su estabilidad coloidal (Pal et al., 2007).

En el contexto biomédico, las AgNPs se han incorporado a vendajes, catéteres, prótesis, cementos óseos, implantes dentales y sistemas de liberación controlada, debido a su actividad frente a bacterias Gram-positivas (*Staphylococcus aureus*, *Streptococcus mutans*), Gram-negativas (*Escherichia coli*, *Pseudomonas aeruginosa*), y hongos (*Candida albicans*) (Franci et al., 2015).

El tamaño promedio influye directamente sobre su actividad bactericida: partículas de menos de 20 nm muestran mayor capacidad de penetración y adherencia a membranas celulares bacterianas (Morones et al., 2005). Su funcionalización superficial también determina su estabilidad en medios biológicos, su dispersabilidad y su compatibilidad con células eucariotas.

En solución acuosa, las AgNPs pueden liberar iones Ag^+ mediante oxidación superficial, proceso influido por el pH, la concentración de cloruros, la luz y la temperatura (Liao et al., 2019). Este fenómeno es clave para su acción antimicrobiana.

2.6.2 Métodos de síntesis de nanopartículas de plata

La obtención de nanopartículas de plata puede realizarse mediante métodos físicos, químicos o biológicos, cada uno con características particulares en cuanto al control de tamaño, morfología, pureza y escalabilidad. El precursor más comúnmente utilizado es el nitrato de plata (AgNO_3), que se reduce para formar núcleos de plata metálica (Ag^0).

a) Métodos físicos

Los métodos físicos comprenden técnicas como evaporación-condensación, ablación láser, descarga por chispa y molienda mecánica. Estos procedimientos se basan en la transformación de la plata metálica en vapor o partículas finas mediante energía térmica, eléctrica o mecánica.

b) Métodos químicos (reducción húmeda y electroquímica)

La síntesis química consiste en la reducción de iones Ag^+ a Ag^0 en solución. Los agentes reductores comunes incluyen borohidruro de sodio (NaBH_4), citrato de sodio, ácido ascórbico y glucosa. La reacción se realiza en presencia de estabilizantes o capping agents, tales como polivinilpirrolidona (PVP), polietilenglicol (PEG) o dodecil sulfato de sodio (SDS), los cuales previenen la agregación de partículas.

El control de parámetros como concentración de reactivos, temperatura, pH, tiempo de reacción y agitación permite modular el tamaño (típicamente entre 5 y 50 nm), la forma (esférica, cúbica, triangular) y la estabilidad coloidal. Este método es escalable y reproducible, pero requiere purificación para remover subproductos (Pal et al., 2007)

Una variante relevante es la **reducción electroquímica de Ag^+ sobre superficies conductoras**, conocida como **electrodeposición catódica**. Esta técnica permite la formación in situ de nanopartículas metálicas directamente sobre sustratos implantables (como Ti6Al4V), mediante el control de parámetros como potencial aplicado, densidad de corriente y duración del proceso. La electrodeposición se aborda con mayor detalle en el apartado correspondiente a funcionalización electroquímica.

c) Métodos biológicos o verdes

La síntesis verde utiliza extractos de plantas, bacterias, hongos o algas como agentes reductores y estabilizantes simultáneamente. Los compuestos fenólicos, flavonoides, terpenoides y proteínas

presentes en los extractos facilitan la nucleación y estabilización de las AgNPs. Esta vía evita el uso de compuestos tóxicos, siendo adecuada para aplicaciones biomédicas.

Los factores que influyen en la síntesis incluyen: tipo de extracto, tiempo de incubación, temperatura, pH y concentración del precursor metálico. Las nanopartículas obtenidas presentan propiedades dependientes del origen biológico del extracto, lo cual puede afectar la polidispersidad y la morfología (Ahmed et al., 2016; Iravani, 2011)

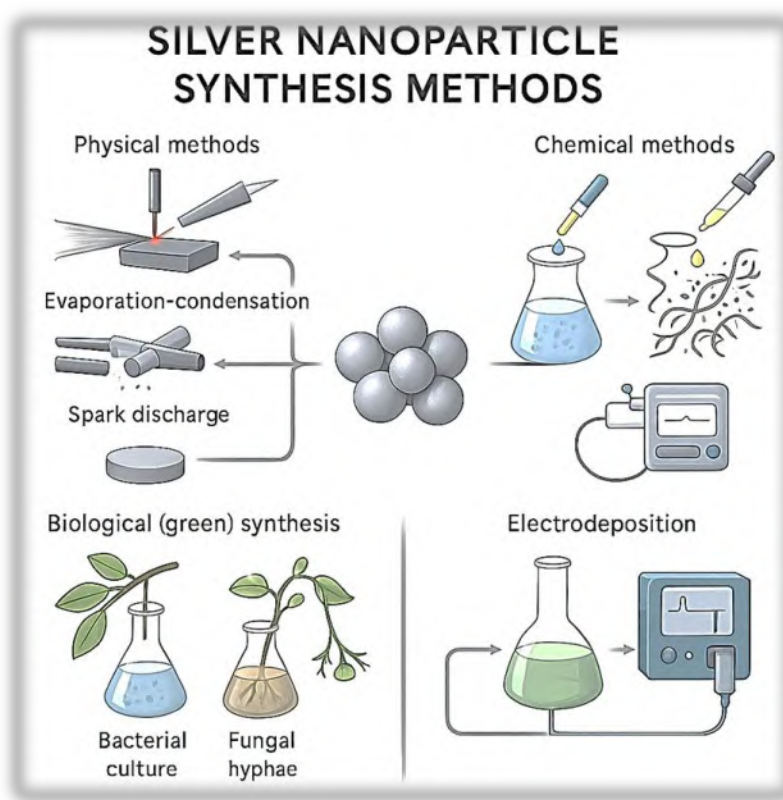


Figura 18 Métodos de síntesis de nanopartículas de plata

Representación esquemática de las principales rutas de síntesis para nanopartículas de plata (AgNPs). Cada método conduce a nanopartículas con propiedades morfológicas, químicas y biológicas distintas.

2.6.3 Mecanismos de acción antimicrobiana de las nanopartículas de plata

Las nanopartículas de plata (AgNPs) presentan actividad antimicrobiana mediante diversos mecanismos sinérgicos, que actúan de forma simultánea sobre la estructura y función celular de los microorganismos. Esta multifuncionalidad contribuye a su eficacia frente a cepas resistentes a antibióticos convencionales, disminuyendo además la probabilidad de desarrollo de resistencia adaptativa (Panáček et al., 2018; M. Rai et al., 2009).

a) Interacción con la membrana bacteriana

Las AgNPs presentan alta afinidad por componentes de la superficie bacteriana como lípidos fosfatados y proteínas de membrana. Esta interacción puede provocar:

- Disrupción de la bicapa lipídica;
- Aumento de la permeabilidad de la membrana;
- Pérdida del potencial de membrana ($\Delta\psi$);
- Fuga de contenido citoplasmático.

La acción se ha documentado tanto en bacterias Gram-positivas como Gram-negativas, con diferencias atribuidas al grosor de la capa de peptidoglicano (Morones et al., 2005) .

b) Generación de especies reactivas de oxígeno (ROS)

Las AgNPs pueden catalizar la generación de radicales libres (O_2^- , $OH^\cdot$, H_2O_2) en medios acuosos. Estas especies reactivas inducen:

- Lipoperoxidación de membranas;
- Oxidación de proteínas estructurales y enzimáticas;
- Fragmentación del ADN bacteriano.

El daño oxidativo acumulativo compromete la viabilidad celular y desencadena procesos de muerte celular programada o necrosis (Marambio-Jones & Hoek, 2010)

c) Liberación controlada de iones Ag^+

Las AgNPs liberan iones Ag^+ por oxidación superficial, especialmente en presencia de oxígeno disuelto y cloruros. Los Ag^+ penetran la célula y:

- Se unen a grupos tiol (-SH) de enzimas respiratorias;
- Inhiben la síntesis de ATP;
- Interfieren con la replicación del ADN y la transcripción del ARN.

Este mecanismo actúa en paralelo con el efecto físico de la nanopartícula, ampliando el espectro bactericida (Liao et al., 2019)

d) Interferencia con el material genético

Los iones plata pueden interactuar directamente con las bases nitrogenadas del ADN bacteriano, particularmente adenina y guanina. Estas interacciones:

- Alteran la estructura de doble hélice;
- Inhiben procesos de replicación y transcripción;

- Provocan condensación del material genético y detención del ciclo celular.

Estudios con *Escherichia coli* y *S. aureus* han demostrado fragmentación del ADN tras exposición a AgNPs (Morones et al., 2005)

e) Inhibición del quorum sensing y formación de biofilm

Las AgNPs han mostrado capacidad para inhibir la comunicación interbacteriana (quorum sensing), mecanismo responsable de la expresión coordinada de genes de virulencia y formación de biopelículas. La interferencia en este proceso reduce la adherencia inicial, la maduración estructural del biofilm y la resistencia colectiva a antimicrobianos (Panáček et al., 2018).

Silver Nanoparticles: Antibacterial Mechanisms

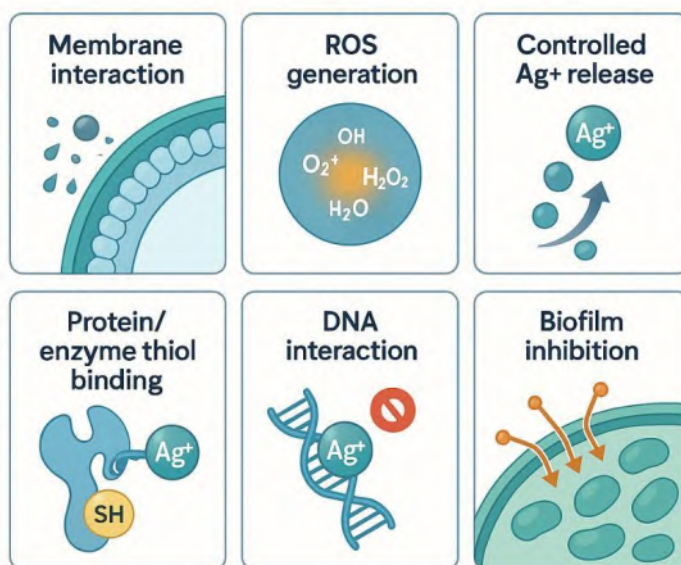


Figura 19 Mecanismos de inhibición de las nanopartículas de plata

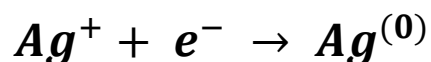
2.7 Fundamentos electroquímicos aplicados a la modificación superficial

La electroquímica ofrece un conjunto de herramientas versátiles para la modificación controlada de superficies metálicas, particularmente en el ámbito de los biomateriales implantables. Entre sus aplicaciones más relevantes se encuentran la determinación de parámetros de corrosión, la evaluación de estabilidad pasiva en medios fisiológicos y, de forma destacada, la **electrodeposición** de recubrimientos funcionales con propiedades antimicrobianas o bioactivas.

Desde una perspectiva experimental, los procesos electroquímicos se llevan a cabo en celdas configuradas con tres electrodos: un electrodo de trabajo (usualmente el biomaterial a modificar), un contraelectrodo (generalmente inerte, como platino o plata pura), y un electrodo de referencia

que permite controlar el potencial aplicado (por ejemplo, Ag/AgCl o calomelanos saturado). Esta configuración es fundamental para asegurar condiciones reproducibles durante la deposición o caracterización electroquímica del sistema.

La técnica de **electrodeposición** emplea un campo eléctrico controlado para inducir la reducción de iones metálicos disueltos y su subsecuente formación como recubrimientos sólidos sobre la superficie del electrodo de trabajo. En este proyecto, dicha técnica se emplea para incorporar nanopartículas de plata (AgNPs) sobre la superficie de laminillas de Ti6Al4V ELI, partiendo de soluciones acuosas de nitrato de plata (AgNO_3) a distintas concentraciones. El proceso ocurre mediante la siguiente semirreacción catódica simplificada:



Este enfoque ofrece ventajas significativas frente a otros métodos de modificación superficial:

- Control fino de los parámetros del recubrimiento: la electrodeposición permite ajustar el espesor, densidad de nucleación y morfología de las nanopartículas modificando variables como el potencial aplicado, la densidad de corriente y el tiempo de tratamiento. (Durdu et al., 2023)
- Compatibilidad con geometrías complejas: al ser un proceso basado en conducción eléctrica, la técnica puede aplicarse incluso a sustratos porosos o con geometrías tridimensionales, característica especialmente relevante en la implantología ósea.
- Bajo costo y escalabilidad: en comparación con técnicas como la deposición física en fase vapor (PVD) o el sputtering, la electrodeposición requiere menor inversión en infraestructura y puede implementarse con equipamiento electroquímico estándar (Borkow & Gabbay, 2005)
- Reducción de residuos peligrosos: al operar en soluciones acuosas y no requerir gases reactivos o alto vacío, el proceso presenta un perfil ambiental más favorable, alineándose con los principios de ecodiseño y sostenibilidad.

Además de su función como técnica de recubrimiento, la electroquímica permite caracterizar la resistencia a la corrosión mediante pruebas como curvas de polarización potenciodinámica y espectros de impedancia (EIS). Estas herramientas aportan datos clave sobre la densidad de corriente pasiva, el potencial de corrosión y la resistencia de polarización, indicadores cruciales para validar la estabilidad del recubrimiento en condiciones fisiológicas simuladas.

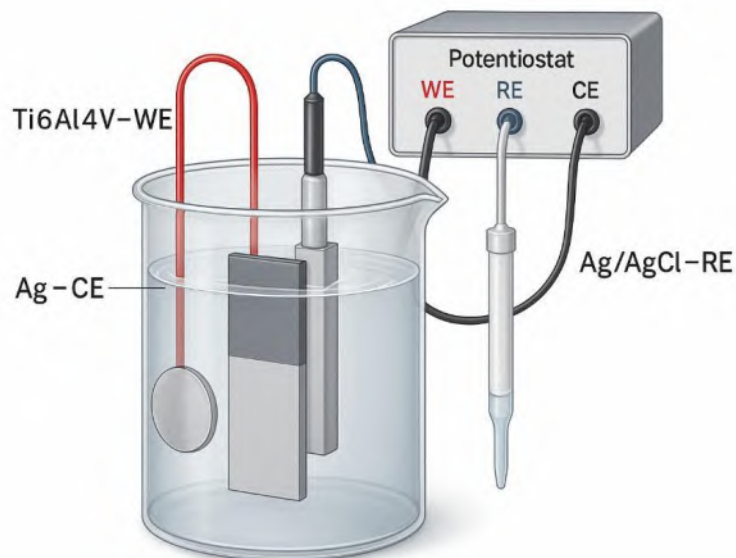


Figura 20 Esquema funcional de una celda de tres electrodos

Esquema funcional de una celda de tres electrodos conectada a un potenciostato para electrodeposición de plata.

El montaje consiste en una celda electroquímica convencional con tres electrodos sumergidos en una solución acuosa de sales metálicas. El electrodo de trabajo (WE), conformado por una lámina rectangular de Ti6Al4V parcialmente encapsulada, actúa como sustrato de deposición. El contraelectrodo (CE), una moneda de plata pura, cierra el circuito para permitir el flujo de corriente. El electrodo de referencia (RE), Ag/AgCl en KCl 3 M, proporciona un potencial estable frente al cual se controla la polarización del WE.

El potenciostato aplica una diferencia de potencial entre el WE y el RE y ajusta automáticamente la corriente que circula a través del CE para mantener constante dicha diferencia. Esto permite inducir la reducción electroquímica de iones Ag^+ en la interfaz WE/solución, promoviendo su depósito como plata metálica sobre la superficie del sustrato. La posición paralela entre el RE y el WE garantiza una lectura fiel del potencial local durante el proceso, mientras que la geometría del CE asegura una distribución uniforme de corriente.

Este diseño permite un control preciso sobre variables críticas como densidad de corriente, morfología del depósito y velocidad de nucleación, siendo fundamental para obtener recubrimientos homogéneos con funcionalidad antimicrobiana.

3.- JUSTIFICACIÓN

La resistencia antimicrobiana representa un desafío multifactorial con implicaciones clínicas, ambientales y económicas que exigen enfoques innovadores y multidisciplinarios. En el contexto de la implantología y el diseño de dispositivos médicos, el uso creciente de aleaciones metálicas ha resuelto parcialmente problemas de biocompatibilidad y resistencia mecánica, pero persiste el riesgo de colonización bacteriana y formación de biopelículas. Este fenómeno no sólo compromete la vida útil de los implantes, sino que facilita la transferencia horizontal de genes de resistencia y, con ello, la diseminación de patógenos multirresistentes tanto en entornos hospitalarios como en el ambiente.

La aleación Ti6Al4V se ha consolidado como un material de referencia en aplicaciones biomédicas por su excelente comportamiento mecánico y su capacidad osteointegradora. No obstante, su superficie, en estado no modificado, carece de actividad bactericida intrínseca, lo que genera la necesidad de tratamientos de superficie que reduzcan la adherencia microbiana sin afectar la compatibilidad tisular. Entre las estrategias emergentes, el uso de recubrimientos con nanopartículas de plata destaca por su amplio espectro antimicrobiano y su potencial para liberar iones de manera controlada. Diversos estudios han documentado su efectividad frente a cepas Gram positivas y Gram negativas, así como su capacidad para prevenir la formación de biopelículas en superficies metálicas. Sin embargo, gran parte de la investigación publicada se centra en métodos de deposición física (como PVD o sputtering), mientras que la electrodeposición química representa una alternativa menos estudiada que podría ofrecer ventajas en términos de costo, escalabilidad y control de la morfología superficial.

La presente investigación se justifica en la necesidad de generar conocimiento sobre la electrodeposición de nanopartículas de plata sobre Ti6Al4V, bajo condiciones controladas de laboratorio, y de caracterizar sus propiedades fisicoquímicas y su potencial antimicrobiano. Este enfoque busca no sólo documentar los parámetros óptimos de electrodeposición, sino también establecer un punto de comparación con los datos de referencia disponibles para otros materiales de uso odontológico y biomédico, como el acero inoxidable 316L, con el objetivo de dimensionar las ventajas relativas de este sistema.

Por otra parte, el problema de la resistencia bacteriana debe analizarse también desde una perspectiva ambiental. La liberación de residuos de antibióticos en ecosistemas acuáticos y suelos, junto con la presión selectiva generada por su uso indiscriminado en humanos y animales, ha favorecido la emergencia de cepas resistentes que eventualmente pueden colonizar superficies inertes. En este contexto, el desarrollo de biomateriales con actividad bactericida local contribuye a disminuir la dependencia de tratamientos sistémicos y, por tanto, a mitigar la presión ambiental asociada al consumo excesivo de antibióticos.

4.- OBJETIVOS

Objetivo General

- Evaluar las propiedades antimicrobianas de una aleación Ti6Al4V modificada superficialmente mediante un tratamiento de electrodeposición química de nanopartículas de plata, mediante la caracterización de sus propiedades fisicoquímicas y la determinación de su eficacia frente a microorganismos de relevancia clínica.

Objetivos específicos

- Realizar el tratamiento de electrodeposición química de nanopartículas de plata sobre superficies de Ti6Al4V utilizando soluciones de nitrato de plata en diferentes concentraciones (0.01 M y 0.1 M).
- Caracterizar las propiedades fisicoquímicas de los recubrimientos obtenidos mediante microscopía electrónica de barrido (SEM), espectroscopía de dispersión de energía (EDS) y difracción de rayos X (DRX).
- Determinar el comportamiento electroquímico y la resistencia a la corrosión de las superficies tratadas mediante ensayos de polarización potenciocinética y técnicas electroquímicas complementarias en Solución Salina Equilibrada de Hank (HBSS), calculando la tasa de corrosión expresada en milímetros por año.
- Cuantificar la masa de plata depositada sobre la aleación Ti6Al4V durante los tratamientos electroquímicos, a partir de los datos experimentales de corriente, para evaluar la eficiencia del proceso de recubrimiento.
- Determinar la actividad antimicrobiana de los recubrimientos frente a cepas bacterianas Gram positivas y Gram negativas de relevancia clínica mediante ensayos de inhibición in vitro.

5.- HIPÓTESIS

El tratamiento de electrodeposición química de nanopartículas de plata sobre la aleación Ti6Al4V, utilizando concentraciones de nitrato de plata de 0.01 M y 0.1 M, mejorará significativamente sus propiedades antimicrobianas frente a cepas bacterianas Gram positivas y Gram negativas de relevancia clínica, y contribuirá a incrementar su resistencia a la corrosión en Solución Salina Equilibrada de Hank (HBSS) en comparación con la superficie sin recubrimiento.

6.- METODOLOGÍA

6.1 Materiales

6.1.1 Aleación de titanio Ti6Al4V ELI

Para el desarrollo de los tratamientos superficiales y la posterior caracterización, se utilizó la aleación **Ti6Al4V ELI** (Grado 23), reconocida por su elevada biocompatibilidad y resistencia a la corrosión. Se presentan las áreas superficiales expuestas del material, con recubrimiento parcial mediante resina epóxica de alta temperatura, dejando expuesta exclusivamente la cara destinada al depósito. La designación química corresponde a una aleación de titanio con **6% de aluminio y 4% de vanadio**, conforme a la norma **ASTM F136**.

Tabla 4 Condiciones experimentales de las muestras de Ti6Al4V

N.º MUESTRA	CONDICIÓN EXPERIMENTAL	CONCENTRACIÓN AGNO ₃ (M)	ÁREA SUPERFICIAL EXPUESTA (CM²)
1	Tratamiento A	0.1	0.4543
2	Tratamiento A	0.1	0.4695
3	Tratamiento A	0.1	0.4812
4	Tratamiento B	0.01	0.4531
5	Tratamiento B	0.01	0.4678
6	Tratamiento B	0.01	0.4745
7	Control experimental	(sin depósito)	0.4598
8	Control experimental	(sin depósito)	0.4642
9	Control experimental	(sin depósito)	0.4707

6.1.2 Sales precursoras y reactivos

El precursor utilizado para la electrodeposición fue **nitrato de plata (AgNO₃)** de grado reactivo ($\geq 99\%$ de pureza), adquirido a través del proveedor especializado Sigma. La elección de las concentraciones de trabajo (0.01 M y 0.10 M) se fundamentó en estudios previos que han reportado rangos efectivos para la formación de recubrimientos antimicrobianos sobre aleaciones de titanio (Durdu et al., 2023; Průchová et al., 2018)

Para la preparación de las disoluciones, se pesaron las cantidades correspondientes de nitrato de plata en balanza analítica y se disolvieron en **500 mL de agua destilada** grado analítico. Las soluciones se almacenaron en frascos ámbar protegidos de la luz, a temperatura ambiente, hasta su utilización.

6.1.3 Electrodo de la celda electroquímica

La celda electroquímica se configuró con tres electrodos:

- **Electrodo de trabajo (WE):** Laminilla de Ti6Al4V ELI conectada mediante un cable de cobre de alta conductividad. La unión eléctrica se realizó perforando la resina epóxica y aplicando una mezcla de **bicarbonato de sodio y cianoacrilato**, que permitió el sellado mecánico y la fijación del conductor, garantizando el aislamiento de la superficie no expuesta.
- **Contraelectrodo (CE):** Moneda de plata Ley 999 (pureza 99.9%), utilizada como ánodo durante la electrodeposición.
- **Electrodo de referencia (RE):** Electrodo de **Ag/AgCl** con puente salino de cloruro de potasio saturado (KCl), que proporcionó estabilidad al potencial de referencia en todas las mediciones.

6.2 Preparación de las muestras

Las muestras fueron lavadas con agua destilada, sumergidas en etanol al 70 % durante 10 min y pulidas manualmente con papel abrasivo de carburo de silicio grano #600 en movimientos unidireccionales. Posteriormente se enjuagaron con agua destilada y se secaron con aire comprimido libre de aceite. La superficie expuesta se verificó con microscopio óptico (50×) para descartar defectos, y las piezas se almacenaron en un desecador hasta su uso.



Figura 21 Micrografía óptica de la superficie de Ti6Al4V

Micrografía óptica de la superficie de Ti6Al4V preparada mecánicamente antes del depósito de nanopartículas de plata. Se aprecian las marcas características de pulido, orientadas en dirección longitudinal

6.3 Proceso de electrodeposición de nanopartículas de plata

6.3.1 Preparación de la solución electrolítica

Se prepararon dos soluciones de nitrato de plata (AgNO_3) con concentraciones de **0.01 M** y **0.1 M**, de acuerdo con los rangos reportados por (Durdu et al., 2023; Průchová et al., 2018). Para cada concentración, se pesaron las cantidades correspondientes de reactivo de pureza $\geq 99\%$ y se disolvieron en **500 mL de agua destilada** en matraces aforados. Las soluciones se mantuvieron a temperatura ambiente hasta su utilización.

6.3.2 Montaje de la celda electroquímica

La configuración experimental empleada correspondió a un sistema de tres electrodos, considerada estándar en procedimientos de electrodeposición por su capacidad de mantener el potencial del electrodo de trabajo de manera precisa e independiente de la caída de potencial en el electrolito. Este enfoque facilita el control de la reducción catódica y contribuye a la reproducibilidad de los recubrimientos obtenidos, tal como se ha descrito en trabajos previos (Durdu et al., 2023; Průchová et al., 2018)

La celda se montó en un vaso aforado de **500 mL**, donde se dispusieron los siguientes componentes:

- **Electrodo de trabajo:** Laminilla de Ti6Al4V ELI conectada a un conductor de cobre estañado mediante perforación en la resina polimérica y sellado con bicarbonato de sodio y adhesivo cianoacrilato, lo que permitió una fijación mecánica estable y un contacto eléctrico efectivo.
- **Contraelectrodo:** Moneda de plata Ley 999, dispuesta en oposición al electrodo de trabajo para generar un campo eléctrico homogéneo.
- **Electrodo de referencia:** Electrodo Ag/AgCl con puente salino saturado de cloruro de potasio (KCl). El empleo del puente salino tuvo como finalidad minimizar los gradientes de concentración y reducir el error asociado a la unión líquida, asegurando la estabilidad del potencial de referencia durante todo el proceso.

Esta disposición resultó adecuada para promover la reducción controlada de los iones Ag^+ sin requerir agentes reductores externos, como borohidruro de sodio, simplificando la síntesis y disminuyendo el riesgo de incorporación de subproductos en el recubrimiento final (Průchová et al., 2018).

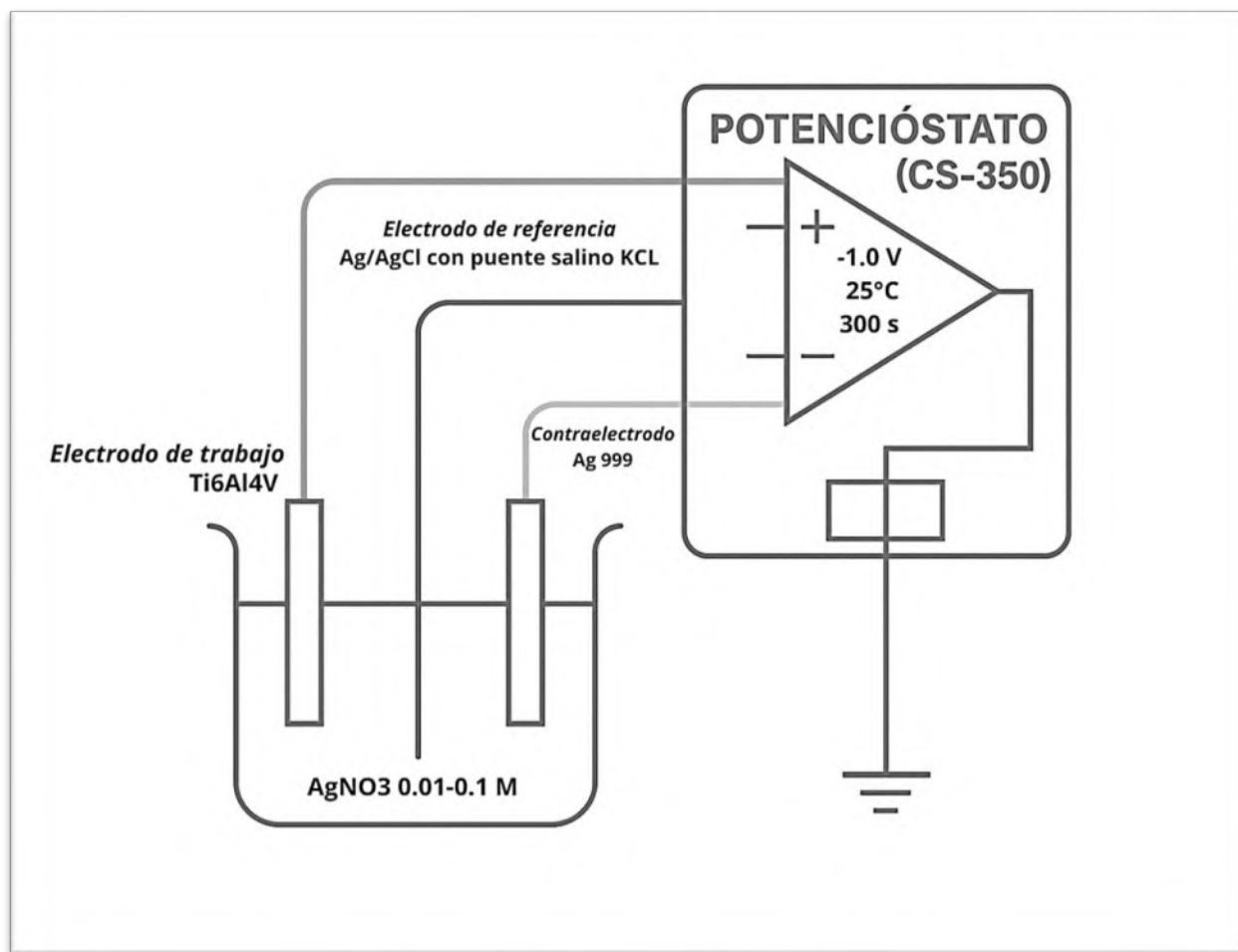


Figura 22 . Diagrama esquemático de la celda electroquímica utilizada en el proceso de electrodeposición

Diagrama esquemático de la celda electroquímica utilizada en el proceso de electrodeposición. Se observa la configuración de tres electrodos con sustrato de Ti6Al4V ELI como electrodo de trabajo, contraelectrodo de plata Ley 999 y electrodo de referencia Ag/AgCl con puente salino saturado. La disposición y el conexionado eléctrico permitieron mantener condiciones de polarización controlada durante la deposición.

6.3.3 Parámetros de operación

Las corridas se realizaron a un potencial constante de -1.0 V vs. Ag/AgCl . El tiempo de polarización fue de 300 s para 0.01 M y 0.1 M, y de 60 s en la condición optimizada a 0.1 M. Todas las corridas se efectuaron a $25 \pm 2^\circ\text{C}$, sin agitación., empleando un potencióstato **CS-350** conectado al sistema de tres electrodos previamente descrito. La magnitud del potencial se seleccionó con base en referencias que reportan condiciones similares de polarización catódica efectiva para la reducción de iones Ag^+ sobre superficies de titanio (Durdu et al., 2023; Průchová et al., 2018).

6.4 Cuantificación de la masa depositada

La carga total transferida (Q) se obtuvo a partir de la integración de la densidad de corriente (i) en función del tiempo (t). La masa de Ag depositada (m) se calculó con la Ley de Faraday:

$$m = \frac{Q \cdot M}{n \cdot F}$$

donde:

- *m es la masa depositada (g),*
- *Q es la carga total transferida (coulombs),*
- *M = 107.8682 g/mol es el peso molar de la plata,*
- *n = 1 es el número de electrones transferidos por ión reducido,*
- *F = 96485 C/mol es la constante de Faraday*

6.4.1 Ensayos de corrosión electroquímica

Los ensayos de corrosión se realizaron en disolución de Hank balanceada (HBSS) a 37 °C, utilizando una celda de **dos electrodos**:

- **Electrodo de trabajo (WE):** laminilla de Ti6Al4V ELI (con y sin recubrimiento).
- **Electrodo de referencia (RE):** Ag/AgCl en KCl saturado.

Cada muestra se estabilizó en OCP por 30 min y posteriormente se sometió a un barrido potenciodinámico en el intervalo de -0.8 V a +1.6 V vs. Ag/AgCl, a una velocidad de 1 mV/s.

Los potenciales de corrosión (E_{corr}) y densidades de corriente de corrosión (i_{corr}) se determinaron mediante extrapolación de las regiones de Tafel. La tasa de corrosión (CR) se calculó con la práctica estándar ASTM G102:

$$CR (mm/año) = 0.00327 \times \frac{i_{corr} (\mu/cm^2) \times EW}{\rho}$$

Donde: *EW* es el peso de la aleación y $\rho = 4.43 \text{ g/cm}^3$

6.5 Técnicas de caracterización de superficie

6.5.1 Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

La morfología superficial se evaluó en un SEM operando a 15–20 kV. Se obtuvieron micrografías en modo de electrones secundarios (SE) y retrodispersados (BSE) con magnificaciones de 250× a 10 000×.

6.5.2 Espectroscopía de Energía Dispersiva (EDS)

El análisis elemental se efectuó mediante EDS acoplado al SEM. Se realizaron análisis puntuales y mapeos químicos sobre regiones representativas, con tiempos de adquisición de 60–120 s.

6.5.3 Difracción de Rayos X (DRX)

Los difractogramas se obtuvieron con radiación Cu K α ($\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$), a 40 kV y 30 mA, en un rango 2θ de 20–80° con paso de 0.02°. Se identificaron fases comparando con las bases de datos JCPDS/ICDD.

6.6 Ensayos microbiológicos

La actividad antimicrobiana de las láminas metálicas se evaluó mediante un ensayo de contacto directo adaptado de la norma **ISO 22196:2011** (Measurement of antibacterial activity on plastics and other non-porous surfaces) y de la **NOM-110-SSA1-1994** (Preparación y dilución de muestras para su análisis microbiológico).

6.6.1 Cepas bacterianas

Se emplearon cepas de referencia de interés clínico:

- *Staphylococcus aureus* ATCC 25923 (coco Gram positivo).
- *Pseudomonas aeruginosa* ATCC 27853 (bacilo Gram negativo).
- *Enterococcus faecalis* ATCC 29212 (coco Gram positivo).

Las cepas se seleccionaron de acuerdo a su relevancia en el entorno clínico y presencia en infecciones periimplantarias.

6.6.2 Preparación de inóculos

Cada cepa se cultivó en su medio nutritivo correspondiente y se ajustó a una turbidez de **0.5 en la escala de McFarland**, equivalente a una concentración aproximada de **1.2×10^8 UFC/mL**, valor que puede variar ligeramente según la especie bacteriana. El ajuste se realizó en 1 mL de solución salina estéril.

6.6.3 Esterilización de las láminas

Las láminas de Ti6Al4V, con y sin recubrimiento de plata, se esterilizaron mediante exposición directa a radiación ultravioleta (296 nm) durante 45 minutos, esto para evitar daños al recubrimiento de Ag por otros medios como esterilización en autoclave y olla de presión. Posteriormente, se manipularon bajo condiciones asépticas en cabina de bioseguridad hasta el momento de la inoculación.

6.6.4 Ensayo de contacto directo

Se colocaron **100 µL del inóculo bacteriano** sobre la superficie activa de cada lámina. Las muestras se cubrieron con película plástica estéril para mantener la humedad y se incubaron durante **24 h a 35 ± 2 °C**. Al término del periodo de incubación, los microorganismos fueron recuperados en 1 mL de solución salina estéril mediante agitación en vórtex.

6.6.5 Diluciones seriadas

A partir de la suspensión recuperada, se realizaron diluciones decimales en serie de **10^{-1} a 10^{-5}** . Para cada dilución, se colocaron **900 µL de solución salina estéril en un tubo Eppendorf** y se añadieron **100 µL de la dilución previa**, homogenizando hasta completar un volumen final de 1 mL.

6.6.6 Inoculación

De cada dilución se sembraron **100 µL en duplicado** sobre placas de **agar sangre de carnero** y **agar Mueller–Hinton**, empleando la técnica de extensión en superficie. Las placas se incubaron durante 24 h a ± 2 °C en condiciones aerobias.

6.6.7 Controles

Se incluyeron en cada corrida: (i) **control positivo** (lámina sin recubrimiento) para confirmar viabilidad y desempeño del método; (ii) **control negativo de proceso** (lámina esterilizada **sin inoculación**) para descartar contaminación; y (iii) **control de esterilidad del medio** (placa sin inocular).

6.6.8 Cálculo y Conteo de UFC

El conteo de colonias se realizó conforme a la NOM-092-SSA1-1994 y la NOM-110-SSA1-1994, considerando los siguientes criterios:

- **Rango aceptable de conteo:** 25–250 colonias.
- **Crecimiento excesivo:** valores >250 se reportaron como **TNTC (too numerous to count)**.
- **Ausencia de crecimiento:** se reportó como 0 UFC.

- **Duplicados:** se promedió el número de colonias de las dos placas correspondientes a cada dilución.

El cálculo de la concentración bacteriana se expresó en UFC/mL según la ecuación adaptada:

$$UFC/mL = \frac{N1 + N2}{2} \times Fd$$

Donde *N1* y *N2* corresponden a los conteos en duplicado y *Fd* es el inverso de la dilución correspondiente.

Ejemplo: en *S. aureus* (0.01 M AgNO₃, dilución 10⁻²) se contaron 4 y 2 colonias:

$$UFC/mL = \frac{4 + 2}{2} \times 10^2 = 300 UFC/mL$$

La actividad antimicrobiana se expresó como:

Reducción logarítmica:

$$R = \log_{10}\left(\frac{UFC/mL \text{ control}}{UFC/mL \text{ tratamiento}}\right)$$

Porcentaje de inhibición:

$$\% \text{ Inhibición} = \left(1 - \frac{UFC/mL \text{ tratamiento}}{UFC/mL \text{ Control}}\right) \times 100$$

Criterios de inhibición:

- Inhibición total: ausencia de colonias (se reporta como reducción (*R*) ≥ al límite de detección).
- Inhibición significativa: *R* ≥ 2 (≥ 99 %).
- Inhibición parcial: 1 ≤ *R* (90–99 %).
- Sin inhibición relevante: *R* < 1 (< 90 %).

En los casos de TNTC en el control o 0 colonias en el tratamiento, se reportó una reducción mínima basada en cotas (≥ o ≤).

7.- RESULTADOS

7.1 Resultados de la electrodeposición de plata sobre Ti6Al4V

Se realizaron ensayos de electrodeposición potenciostática sobre aleaciones Ti6Al4V, aplicando un potencial constante de -1.0 V frente al electrodo de referencia, durante 300 segundos a temperatura ambiente (25 °C). Las soluciones electrolíticas contenían nitrato de plata (AgNO_3) en dos concentraciones experimentales: 0.01 M y 0.1 M. El objetivo principal fue comparar la evolución de la corriente de reducción y cuantificar la masa de plata depositada en cada tratamiento.

7.1.1 Evolución temporal de la corriente en 0.01 M

La **figura 23** muestra la evolución de la densidad de corriente registrada durante la electrodeposición en los tratamientos realizados con una concentración de 0.01 M de nitrato de plata. En las tres réplicas se observa un patrón consistente caracterizado por una corriente catódica inicial que oscila entre -1.9 y -3.4 mA/cm². Durante los primeros 50 segundos, las corrientes presentan un descenso moderado atribuible a la etapa de nucleación inicial, seguida de una estabilización progresiva. La variabilidad entre los tratamientos fue relativamente baja, con desviaciones estándar comprendidas entre ± 0.08 y ± 0.38 mA/cm² a lo largo del experimento. Este comportamiento refleja una cinética de reducción controlada principalmente por la limitada concentración de iones Ag^+ en el electrolito, que restringe la magnitud de la corriente y favorece una mayor reproducibilidad entre réplicas.

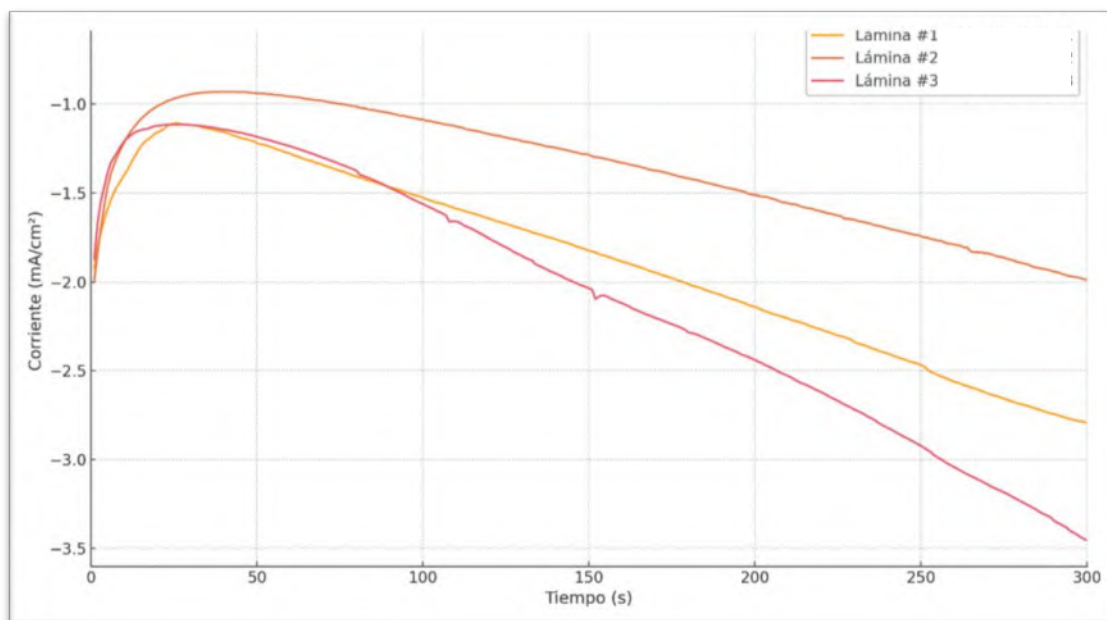


Figura 23 Evolución temporal de la corriente de reducción durante la electrodeposición 0.01 M

Evolución temporal de la corriente de reducción durante la electrodeposición de plata sobre Ti6Al4V a 0.01 M de nitrato de plata. Se muestran las tres réplicas independientes realizadas a -1.0 V durante 300 s.

La **Figura 24** muestra la evolución de la densidad de corriente registrada en los tratamientos realizados con una concentración de 0.1 M de nitrato de plata. En este grupo, las corrientes catódicas iniciales fueron considerablemente más elevadas que en los ensayos a menor concentración, con valores comprendidos entre -20 y -60 mA/cm². Durante los primeros 30 a 50 segundos se observó un descenso abrupto de la corriente, correspondiente a la etapa de nucleación y formación inicial del recubrimiento. Posteriormente, la corriente tendió a estabilizarse en un régimen estacionario que refleja el crecimiento de la capa de plata y la progresiva limitación por difusión. La variabilidad entre las réplicas fue más pronunciada que en el grupo de 0.01 M, con desviaciones estándar de hasta ± 9 mA/cm², lo que se atribuye a diferencias en la microestructura superficial de las láminas y en la cinética de nucleación a concentraciones más altas de iones Ag⁺.

7.1.2 Evolución temporal de la corriente en 0.1 M

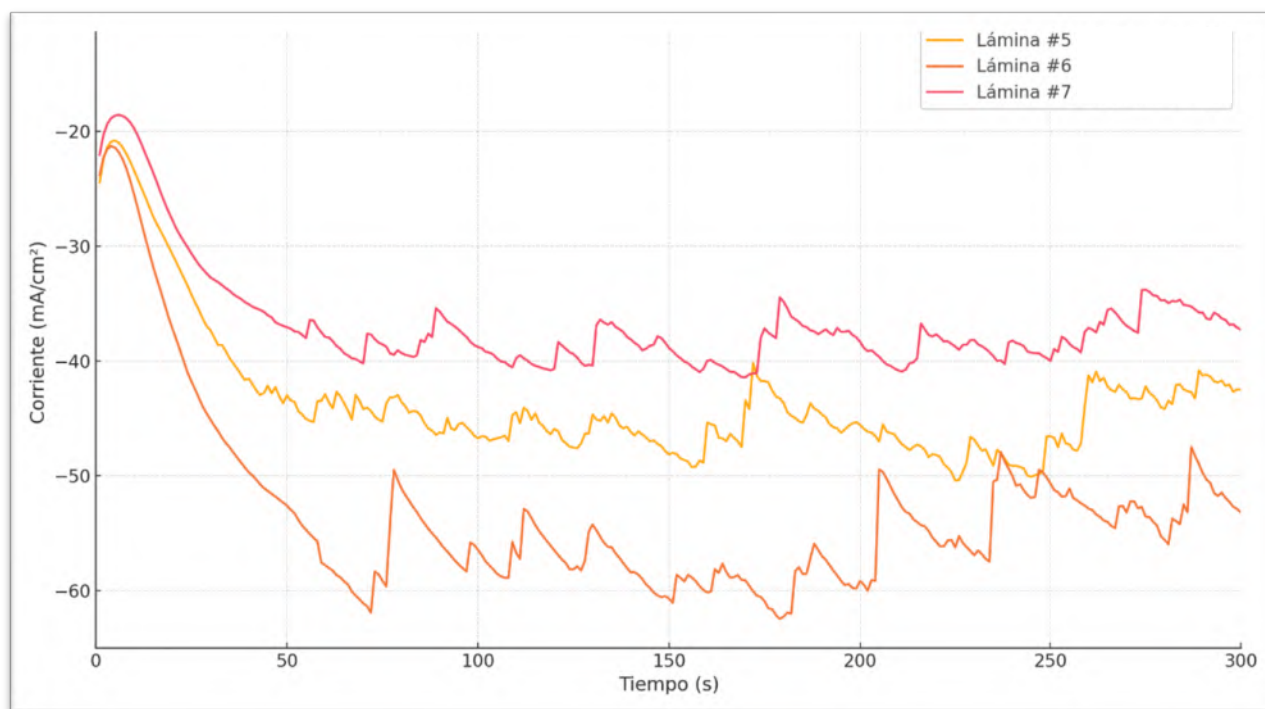


Figura 24 Evolución temporal de la corriente de reducción durante la electrodeposición 0.1M

Evolución temporal de la corriente de reducción durante la electrodeposición de plata sobre Ti6Al4V a 0.1 M de nitrato de plata. Se muestran las tres réplicas independientes realizadas a -1.0 V durante 300 s.

El análisis conjunto de los seis tratamientos evidencia que la concentración de nitrato de plata no solo determinó la magnitud de la corriente catódica, sino también el comportamiento dinámico del proceso de electrodeposición. En concentraciones bajas (0.01 M), la limitada disponibilidad de

iones Ag^+ restringió la densidad de corriente y favoreció una deposición más uniforme entre réplicas, con poca variabilidad temporal. Este comportamiento sugiere que, en este régimen, la velocidad de crecimiento estuvo controlada principalmente por la tasa de difusión y no por la activación superficial.

En cambio, en los tratamientos realizados con 0.1 M, la mayor cantidad de iones metálicos generó corrientes significativamente más elevadas y una mayor dispersión entre las réplicas, reflejo de la sensibilidad del sistema a pequeñas diferencias de microestructura superficial y a la cinética de nucleación heterogénea. La tendencia general a presentar un descenso inicial de la corriente, seguido de una fase cuasi estacionaria en todos los casos indica que la transición de nucleación a crecimiento fue un rasgo compartido, pero con velocidades de recubrimiento y dinámica de estabilización diferenciadas por la concentración.

Estos resultados sugieren que el control preciso de la concentración electrolítica es un factor determinante para regular tanto la homogeneidad del depósito como la reproducibilidad del proceso, ya que a concentraciones más altas se amplifica la influencia de variables locales que afectan la tasa de reducción y la morfología del recubrimiento.

Para respaldar la interpretación de los resultados y proporcionar un registro completo de cada ensayo, se presentan a continuación las gráficas individuales correspondientes a cada tratamiento. Estas figuras permiten visualizar en detalle la evolución temporal de la corriente en cada réplica, incluyendo las oscilaciones puntuales y las particularidades propias de cada superficie. La inclusión de estos registros contribuye a la transparencia experimental y a la documentación exhaustiva de los datos obtenidos.

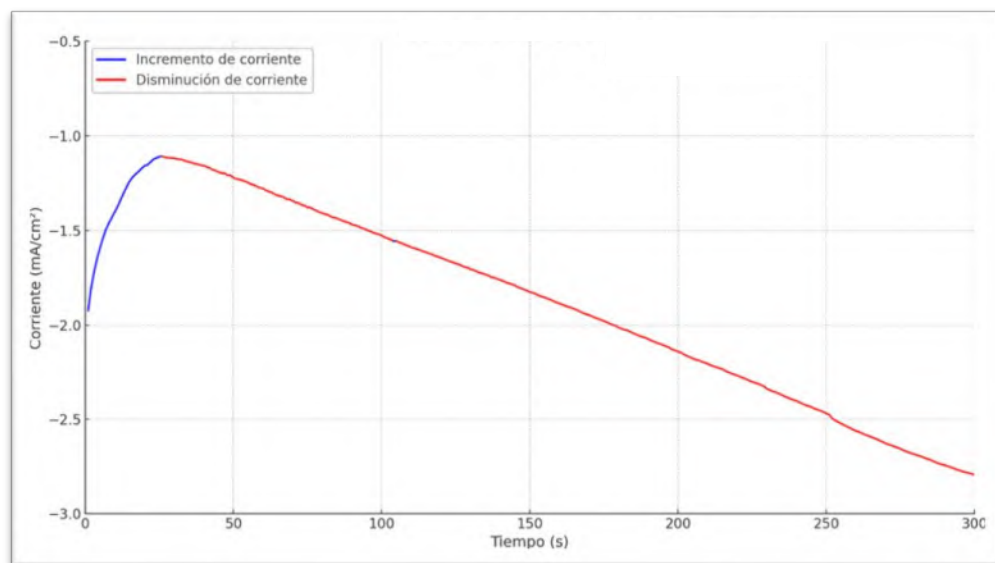


Figura 25 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #1 (0.01 M AgNO_3).

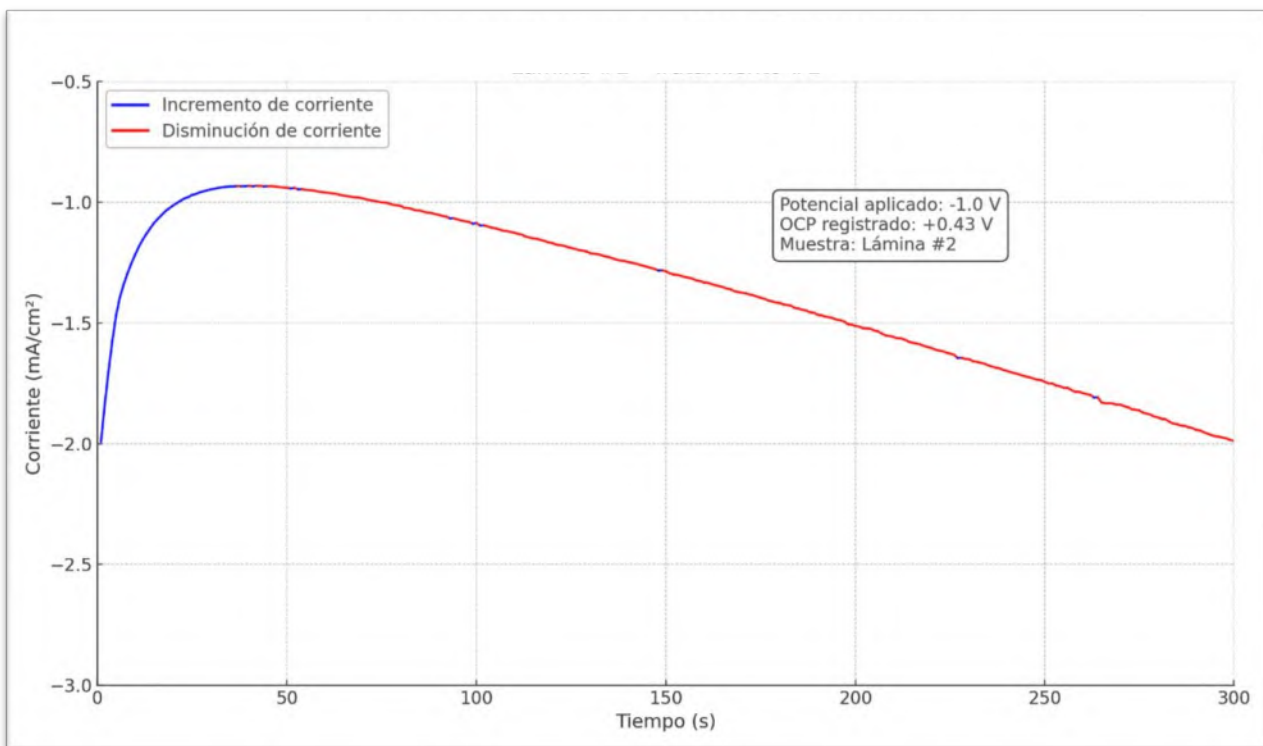


Figura 26 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #2 (0.01 M AgNO₃)

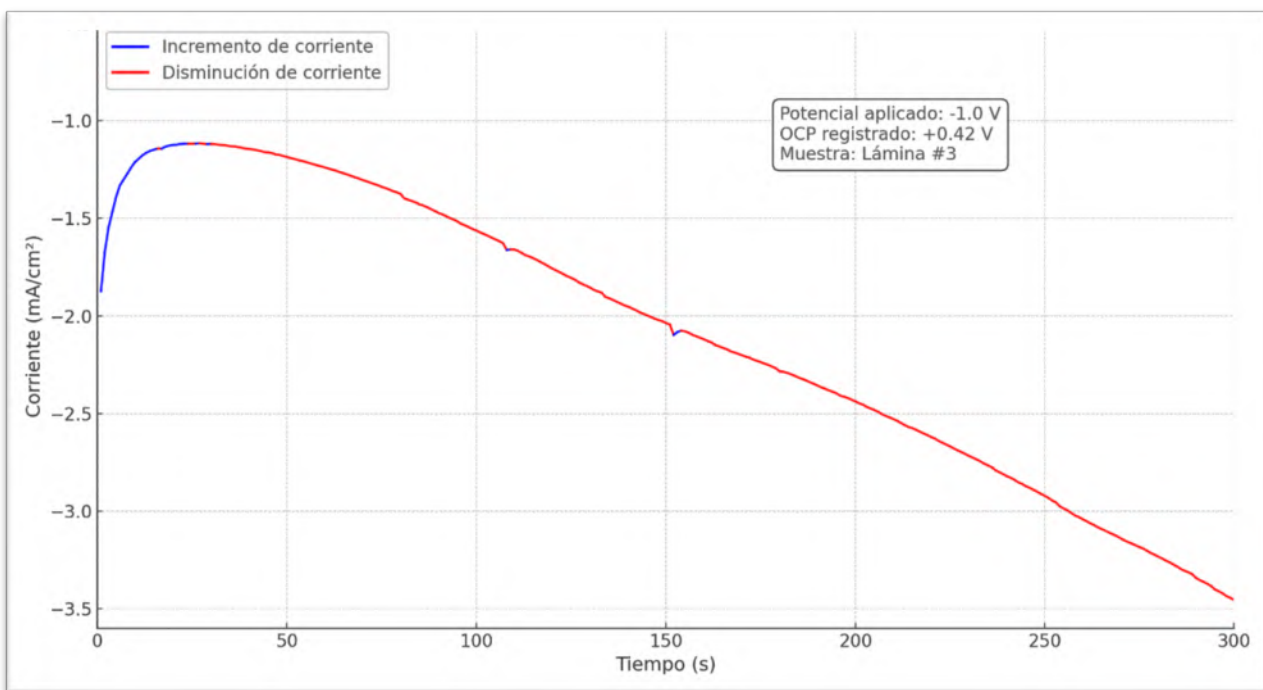


Figura 27 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #3 (0.01 M AgNO₃)

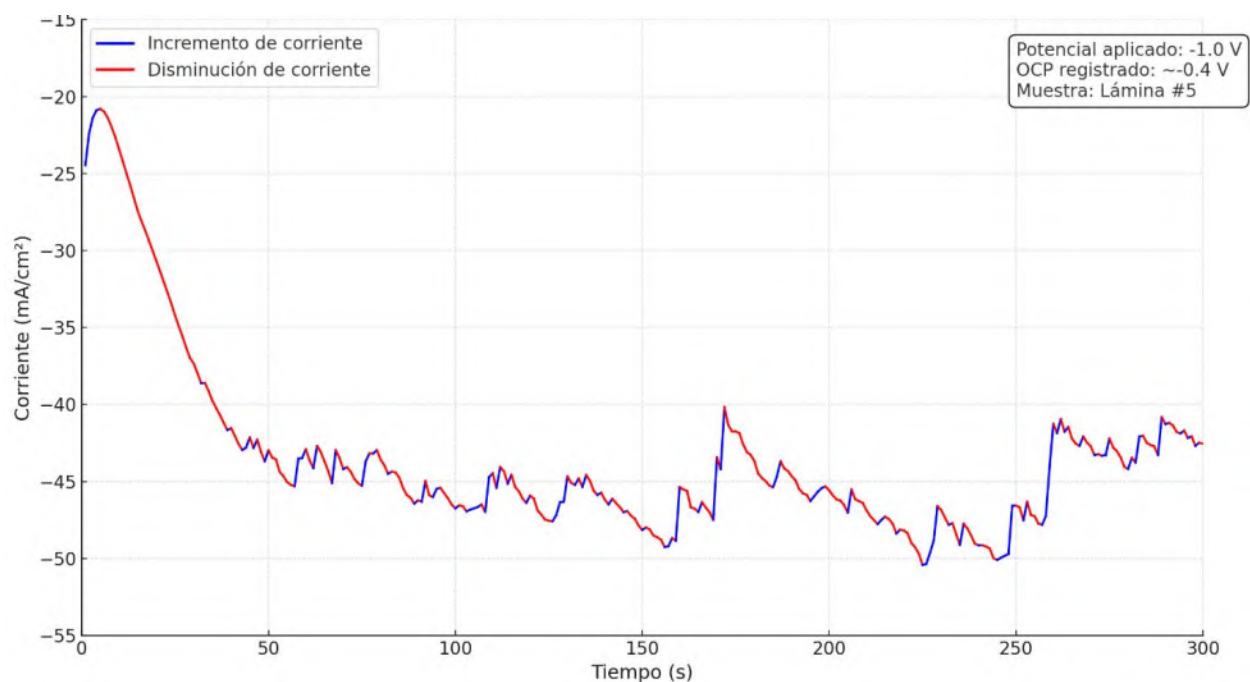


Figura 28 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #4 (0.01 M AgNO₃)

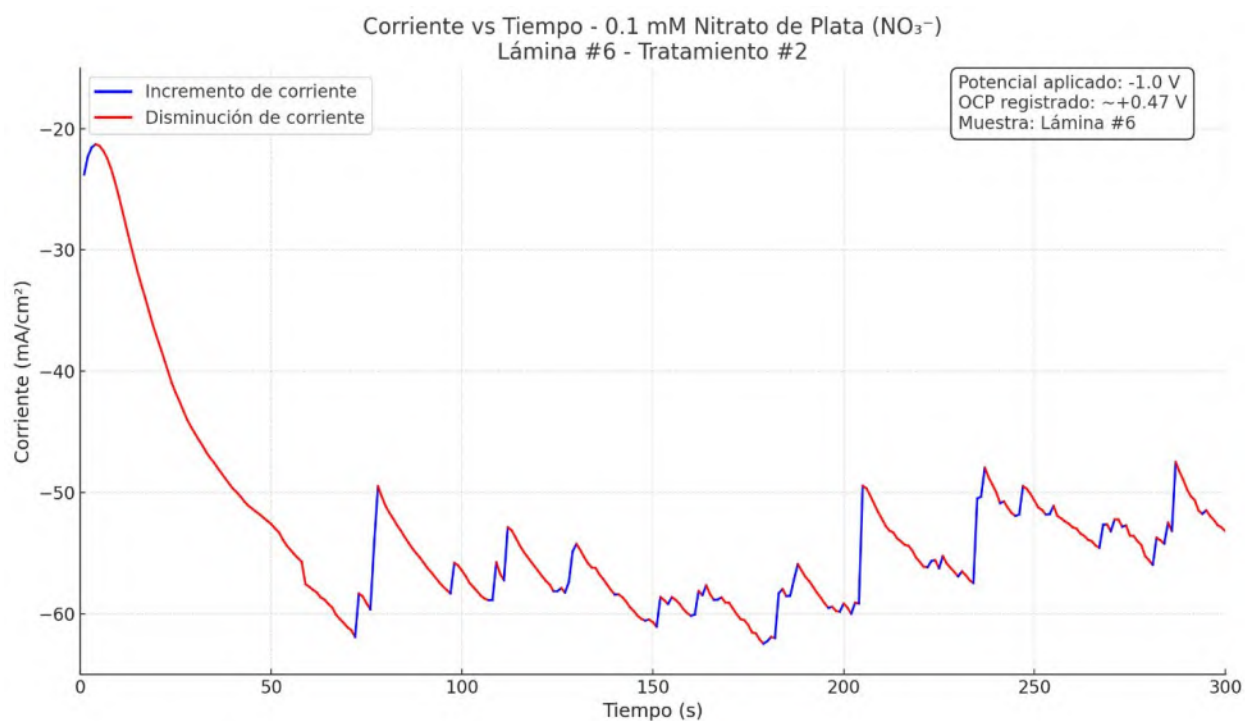


Figura 29 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #5 (0.1 M AgNO₃).

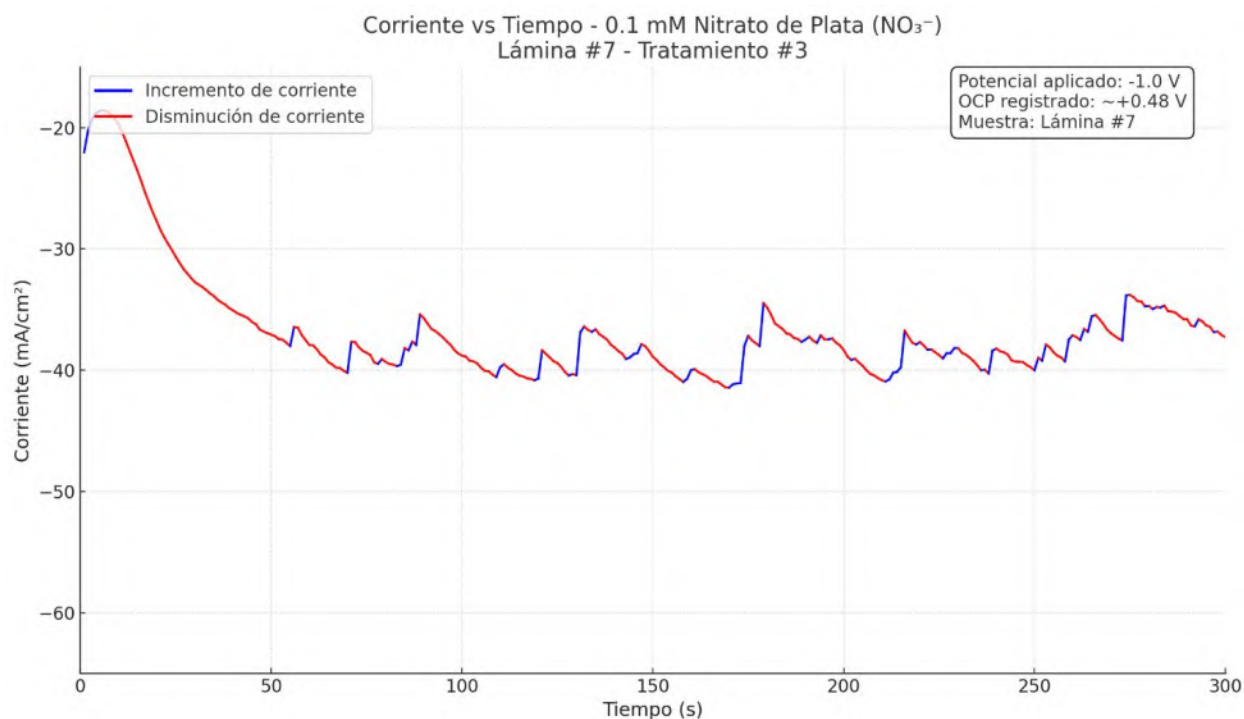


Figura 30 Evolución temporal de la corriente de reducción en la Lámina #6 (0.1 M AgNO_3).

En conjunto, los resultados obtenidos permiten corroborar que la concentración del electrolito ejerce un efecto determinante sobre la magnitud de la corriente catódica y la cantidad de plata depositada. La presentación individual de cada réplica evidencia la reproducibilidad general del proceso y la variabilidad inherente al crecimiento del recubrimiento metálico.

7.2 Cuantificación de la masa de plata depositada

La cantidad de plata depositada sobre las láminas de Ti6Al4V se estimó mediante la Ley de Faraday, considerando la integración de la corriente medida durante los 300 segundos de cada tratamiento. Para este cálculo, se utilizaron los datos de densidad de corriente registrados experimentalmente y el área expuesta de cada muestra. La masa se determinó conforme a la expresión:

$$m = \frac{Q \cdot M}{n \cdot F}$$

donde:

- m es la masa depositada (g),
- Q es la carga total transferida (coulombs),
- $M = 107.8682$ g/mol es el peso molar de la plata,

- $n = 1$ es el número de electrones transferidos por ión reducido,
- $F = 96485 \text{ C/mol}$ es la constante de Faraday

Previamente al cálculo de la carga total, la densidad de corriente registrada en mA/cm² fue convertida a corriente absoluta en amperios, multiplicando por el área expuesta de cada lámina y por el factor de conversión ($1 \text{ mA} = 1 \times 10^{-3} \text{ A}$). Posteriormente, se realizó la integración numérica considerando el intervalo temporal de adquisición de datos (1 s), obteniéndose así el valor de Q en Coulombs correspondiente a cada tratamiento.

Como ejemplo, para la Lámina #5 (0.1 M), la carga total fue de -7.2628 C . Sustituyendo en la ecuación:

$$m = \frac{(-7.2628 \text{ C}) \times (107.8682 \text{ g/mol})}{(1) \times (96485 \text{ C/mol})} = -0.00812 \text{ g}$$

El signo negativo indica que la transferencia de carga fue en dirección catódica (reducción de Ag⁺). La magnitud corresponde a una masa depositada de +8.12 mg de plata sobre la superficie de la lámina.

Los valores obtenidos se resumen en la Tabla 3. Como puede observarse, los tratamientos realizados con 0.1 M de nitrato de plata produjeron masas depositadas significativamente superiores a las de 0.01 M. En promedio, la masa obtenida en la concentración mayor fue aproximadamente 27 veces superior, lo que concuerda con la diferencia esperada por la disponibilidad de iones Ag⁺ en el electrolito y la magnitud de la corriente catódica. La menor desviación estándar observada en las réplicas de 0.01 M indica una mayor homogeneidad del proceso bajo condiciones de baja concentración, mientras que en 0.1 M se evidenció una mayor dispersión atribuible a la sensibilidad del depósito a variaciones microestructurales y cinéticas.

Tabla 5 Carga total transferida y masa de plata depositada en cada tratamiento

LÁMINA	CONCENTRACIÓN	CARGA TOTAL (C)	MASA DEPOSITADA (MG)
1	0.01 M	-0.2689	0.3006
2	0.01 M	-0.1390	0.1554
3	0.01 M	-0.2617	0.2926
4	0.1 M	-5.7470	6.4250
5	0.1 M	-7.2628	8.1197
6	0.1 M	-6.1284	6.8539

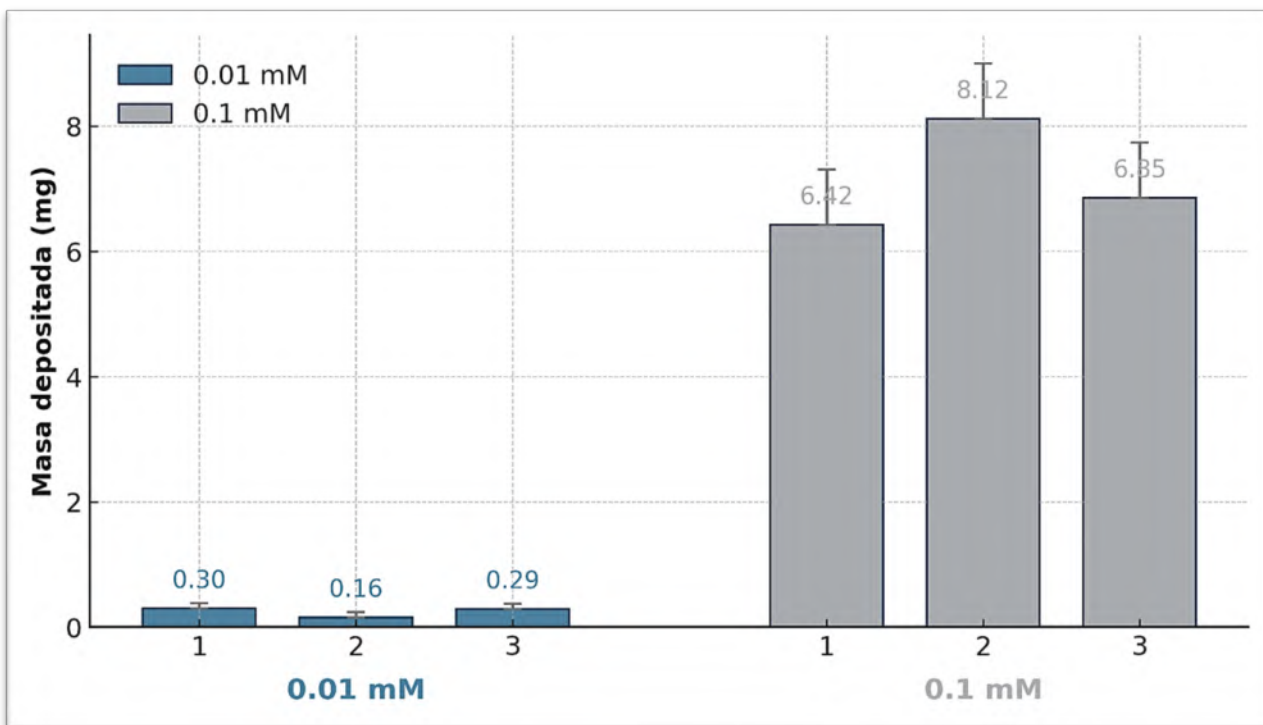


Figura 31 Masa de plata depositada sobre Ti6Al4V

Masa de plata depositada sobre Ti6Al4V tras la electrodeposición en 0.01 M y 0.1 M durante 300 s. Se observa que la mayor concentración favorece una deposición significativamente más alta, con mayor dispersión entre réplicas.

7.3 Optimización del tratamiento de electrodeposición

7.3.1 Evolución temporal de la corriente post-optimización

En las primeras corridas de electrodeposición a 0.1 M AgNO_3 (300 s) se observaron fluctuaciones pronunciadas en la densidad de corriente, con picos y caídas abruptas a lo largo del tiempo. Este comportamiento reflejó una nucleación rápida pero descontrolada, atribuible a la elevada concentración de iones disponibles y a la prolongada ventana temporal del tratamiento. El resultado fue una señal electroquímica inestable, difícil de reproducir entre réplicas y poco favorable para la obtención de recubrimientos homogéneos.

Con el fin de corregir esta limitación, se implementó una optimización del tiempo de electrodeposición, reduciéndolo a 60 s. El cambio produjo un impacto notable en la evolución de la corriente: la señal mantuvo un perfil descendente más estable, con pendientes negativas consistentes y prácticamente sin oscilaciones bruscas. En términos cuantitativos, las tres réplicas

a 0.1 M–60 s mostraron coeficientes de variación promedio cercanos al 5 %, lo que confirma una alta reproducibilidad del proceso.

De manera complementaria, se repitieron las corridas a 0.01 M AgNO₃ (300 s) con el objetivo de validar la consistencia de esta condición. Los resultados confirmaron los perfiles ya observados en ensayos previos —descensos graduales y estables de la densidad de corriente—, aunque se identificó una ligera mejora en la reproducibilidad entre réplicas respecto a las primeras corridas. Esta condición, aunque menos intensa en magnitud de corriente, se mantiene como un punto de referencia confiable por su estabilidad intrínseca.

La comparación directa entre las tres condiciones evaluadas (0.1 M–300 s, 0.1 M–60 s y 0.01 M–300 s) evidencia que el tiempo de deposición es un factor crítico en la estabilidad del sistema. Mientras que a 300 s en 0.1 M la corriente entra en un régimen dominado por oscilaciones y pérdida de control cinético, la reducción a 60 s permite aprovechar la alta disponibilidad iónica de la solución concentrada bajo un régimen estable, con menor dispersión inter- e intrarréplica.

En suma, la optimización de la condición a 0.1 M–60 s transformó un tratamiento inicialmente inestable en una alternativa confiable, caracterizada por curvas limpias, descendentes y reproducibles. Paralelamente, la repetición de los experimentos a 0.01 M–300 s confirmó su estabilidad y mostró una leve mejora en la coherencia de los resultados, reforzando su utilidad como condición de contraste.

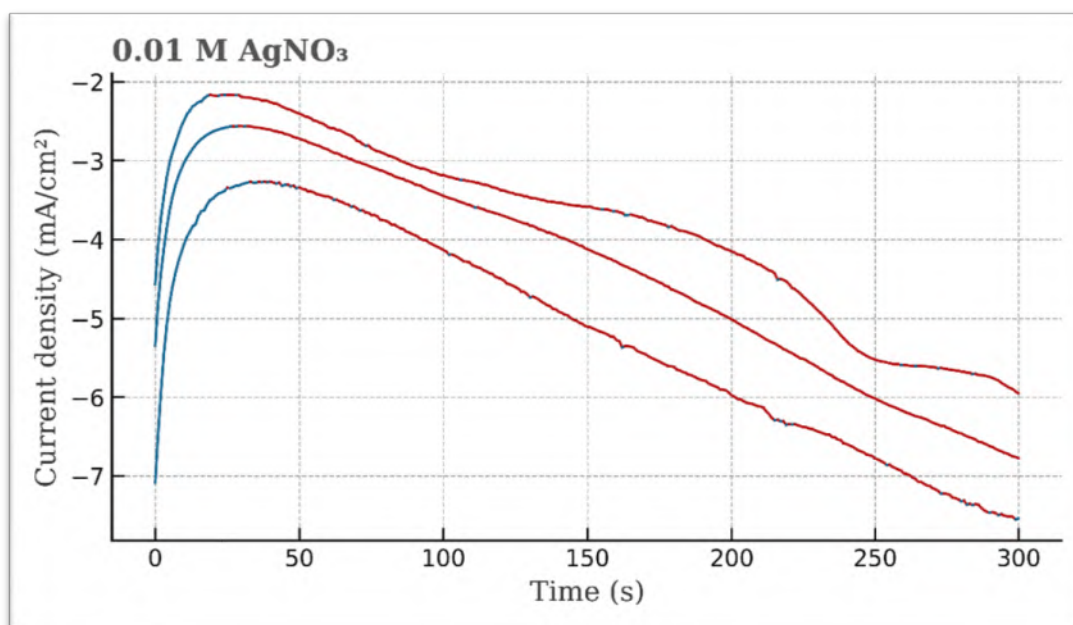


Figura 32 Evolución de la densidad de corriente 0.01M optimizado

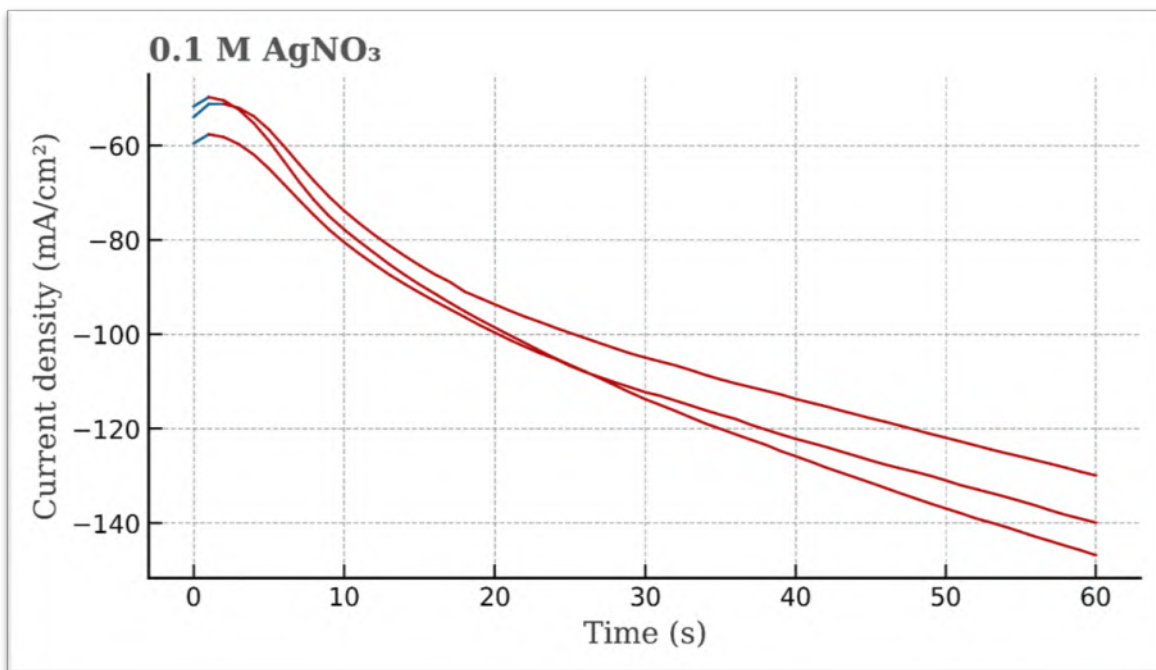


Figura 33 Evolución de la densidad de corriente 0.1 M optimizados

Evolución de la densidad de corriente (mA/cm²) en función del tiempo durante la electrodeposición de Ag sobre Ti6Al4V en soluciones de nitrato de plata a **0.01 M (300 s)** y **0.1 M (60 s)**. La condición de 0.01 M mantuvo un perfil estable y reproducible, mostrando además una ligera mejora en la coherencia entre réplicas respecto a corridas previas. En contraste, la condición de 0.1 M optimizada a 60 s permitió alcanzar intensidades más elevadas con un comportamiento monótono y altamente reproducible, reduciendo las oscilaciones observadas en ensayos iniciales y consolidándose como un régimen más confiable para la formación de recubrimientos homogéneos.

7.3.2 Cuantificación de masa de plata depositada en optimización de tiempo

Tabla 6 Carga total transferida y masa de plata depositada en los tratamientos post optimización

LÁMINA	CONCENTRACIÓN	CARGA TOTAL (C)	MASA DEPOSITADA (MG)
1	0.01 M	-0.5477	0.6123
2	0.01 M	-0.5297	0.5922
3	0.01 M	-0.5493	0.6141
4	0.1 M	-2.8337	3.1680
5	0.1 M	-2.7244	3.0458
6	0.1 M	-2.9514	3.2996

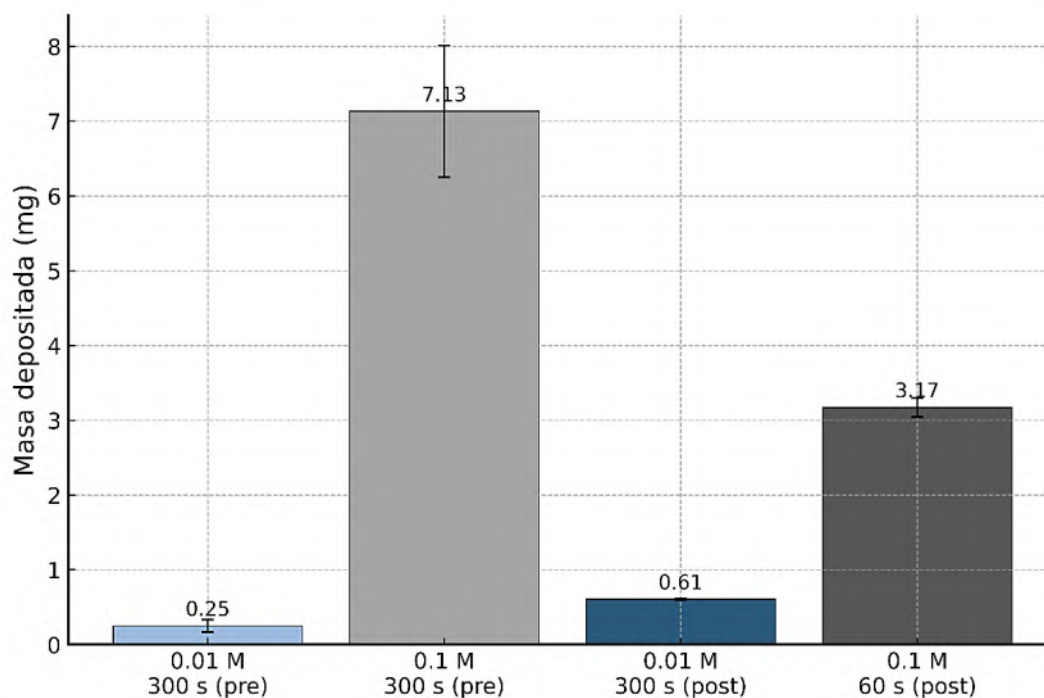


Figura 34 Masa de plata depositada sobre Ti6Al4V pre y post optimización

Masa de plata depositada sobre Ti6Al4V tras la electrodeposición en 0.01 M y 0.1 M, comparando condiciones pre y post optimización. Los valores muestran promedios $\pm$ DE de tres réplicas.

La optimización del tratamiento a 0.1 M–60 s condujo a una reducción significativa de la masa de plata depositada en comparación con la condición a 300 s, alcanzando aproximadamente la mitad del valor previo. Esta disminución se explica por la dependencia temporal de la corriente integrada, donde una ventana más corta limita la carga transferida total y, en consecuencia, la cantidad de material reducido en la superficie.

No obstante, el ajuste temporal produjo un efecto positivo en la reproducibilidad del proceso, evidenciado en la disminución de la desviación estándar entre réplicas. Este resultado refleja un control más uniforme de la cinética de nucleación y crecimiento de la plata, reduciendo las oscilaciones propias de un sistema sobresaturado.

Desde una perspectiva electroquímica, el acortamiento del tiempo de deposición restringe la transición hacia regímenes dominados por gradientes de concentración y transporte de masa, lo cual evita la aparición de fluctuaciones en la densidad de corriente. En términos prácticos, esta condición favorece la obtención de recubrimientos más consistentes y homogéneos, aun cuando la masa total depositada sea menor.

En conjunto, los resultados evidencian que la optimización del tiempo a 60 s en 0.1 M balancea cantidad y calidad: se sacrifica masa depositada en favor de estabilidad cinética y reproducibilidad

experimental, lo que constituye una estrategia clave para el diseño de recubrimientos controlados en sistemas de electrodeposición.

7.4 Resultados de corrosión por polarización potenciodinámica

La Figura 35 muestra las curvas de polarización potenciodinámica obtenidas en solución de Hank's para las superficies tratadas con 0.01 M y 0.1 M de AgNO_3 . En ambos casos se observó un comportamiento pasivo característico del Ti6Al4V ELI, con corrientes de corrosión en el orden de 10^{-6} A/cm². Los potenciales de corrosión (E_{corr}) se situaron entre -0.22 V y -0.15 V vs. Ag/AgCl, sin desplazamientos significativos que indiquen susceptibilidad a fenómenos de activación localizada.

El análisis de Tafel permitió estimar las densidades de corriente de corrosión (i_{corr}), obteniéndose valores de 1.05×10^{-6} A/cm² para la condición 0.01 M y de 8.91×10^{-7} A/cm² para la condición 0.1 M. Estos resultados reflejan una ligera disminución de i_{corr} al incrementar la concentración de plata, lo que se traduce en un incremento marginal de la estabilidad de la película pasiva. La similitud entre tratamientos confirma que, bajo condiciones fisiológicas simuladas, la resistencia a la corrosión del sistema está dominada por la capa de óxido de titanio intrínseca a la aleación, siendo la presencia de nanopartículas de plata un factor complementario en la estabilidad superficial.

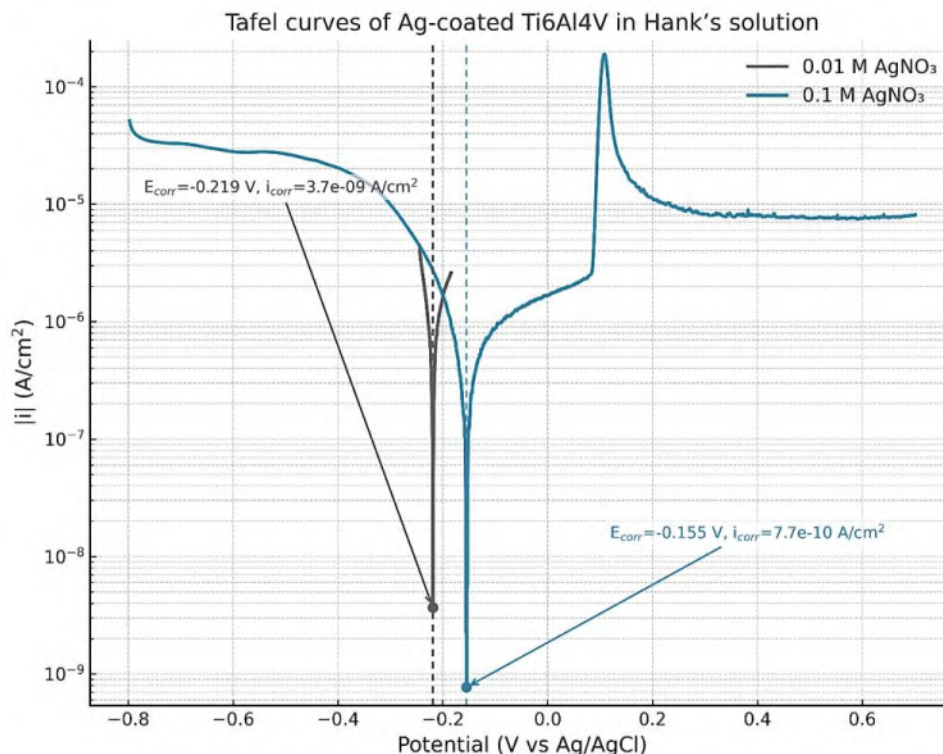


Figura 35 Curvas tafel en solución Hank para pruebas de corrosión

Se muestra la comparación directa entre ambas curvas. Se observa que la muestra tratada con 0.1 M AgNO_3 presentó un comportamiento más estable, con una menor densidad de corriente y un desplazamiento del potencial de corrosión hacia valores menos negativos, lo cual indica una menor tendencia a sufrir oxidación espontánea.

7.4.1 Comparación de la tasa de corrosión

La Figura 36 presenta las tasas de corrosión expresadas en milímetros por año (mm/año), calculadas a partir de los valores de i_{corr} según la ecuación de Faraday normalizada. Para fines de comparación se incluye el valor conservador reportado por Hanawa (2004) para Ti6Al4V ELI en medios fisiológicos, equivalente a 0.0100 mm/año. Los recubrimientos obtenidos en este trabajo exhibieron tasas de 0.0091 mm/año (0.01 M) y 0.0077 mm/año (0.1 M), ambas dentro del rango típico descrito para este material en Hank's.

En términos comparativos, los resultados indican que la electrodeposición de plata no compromete la resistencia a la corrosión de la aleación, sino que la mantiene en el rango esperado para aplicaciones implantológicas (<0.01 mm/año). Cabe señalar que el software CorrTest utilizado para el análisis electroquímico proporciona automáticamente la conversión de i_{corr} a tasa de corrosión en unidades de mm/año, lo cual facilita la validación de los cálculos y asegura consistencia con metodologías estandarizadas.

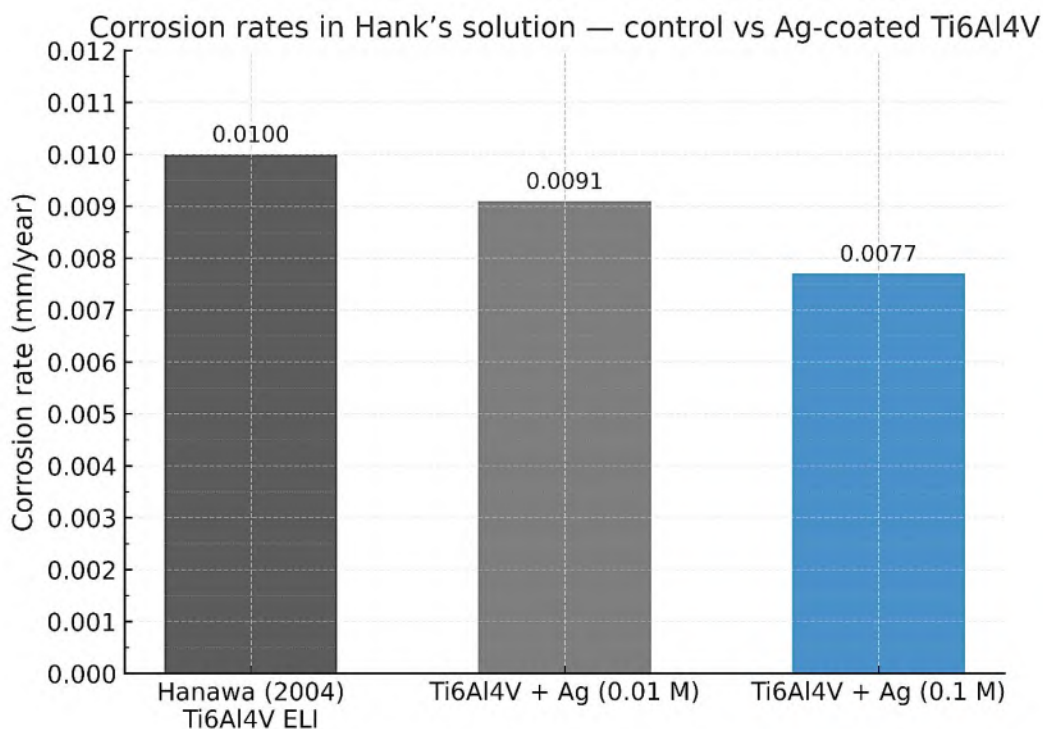


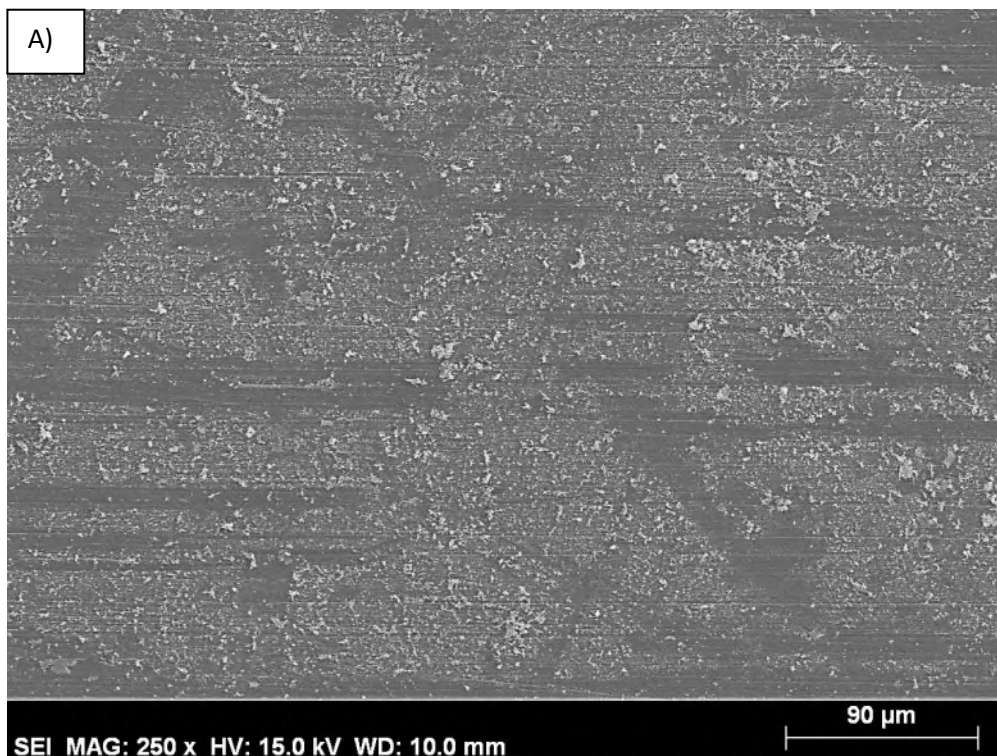
Figura 36 Tasas de corrosión

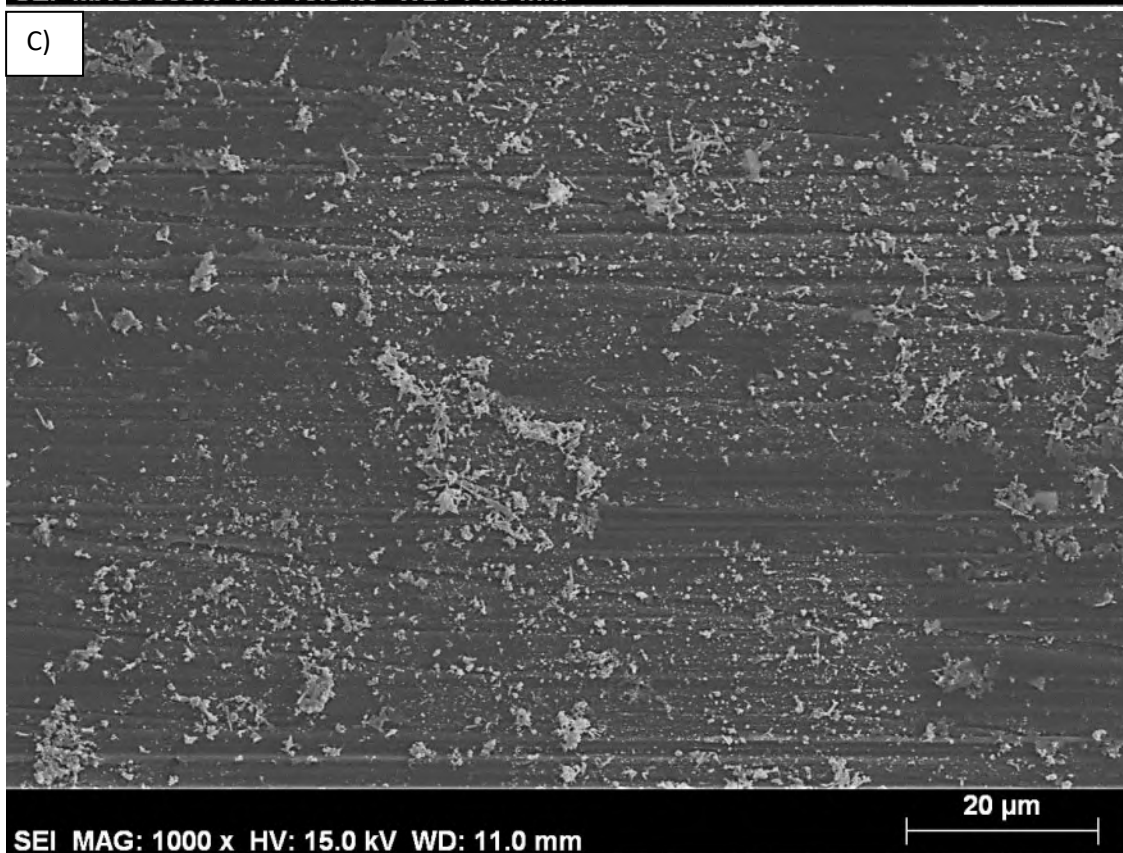
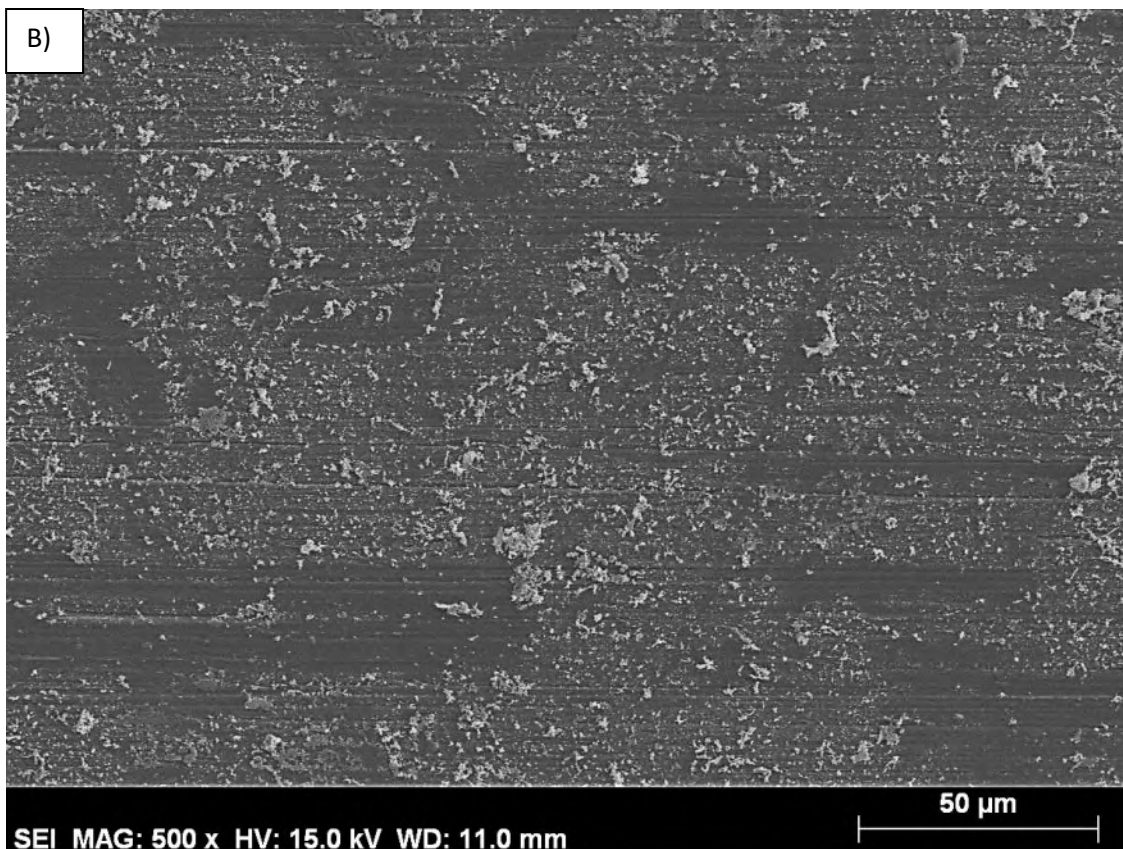
Tasas de corrosión en solución de Hank's obtenidas por extrapolación Tafel para superficies de Ti6Al4V recubiertas con plata metálica (0.01 M y 0.1 M), comparadas con el valor conservador reportado por Hanawa (2004) para Ti6Al4V ELI sin recubrimiento. Se observa que ambos tratamientos mantienen la resistencia a la corrosión en el rango típico del titanio implantológico (<0.01 mm/año), confirmando que la deposición de plata no degrada la pasivación característica de la aleación.

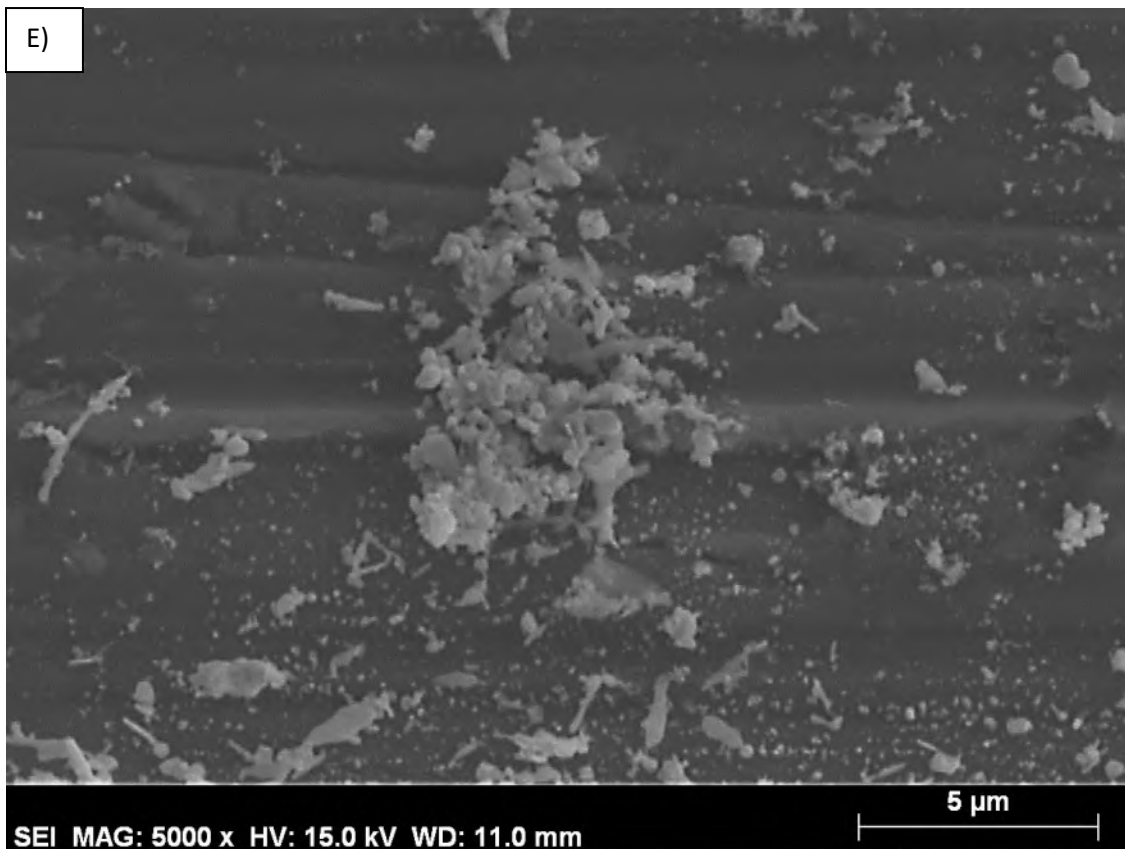
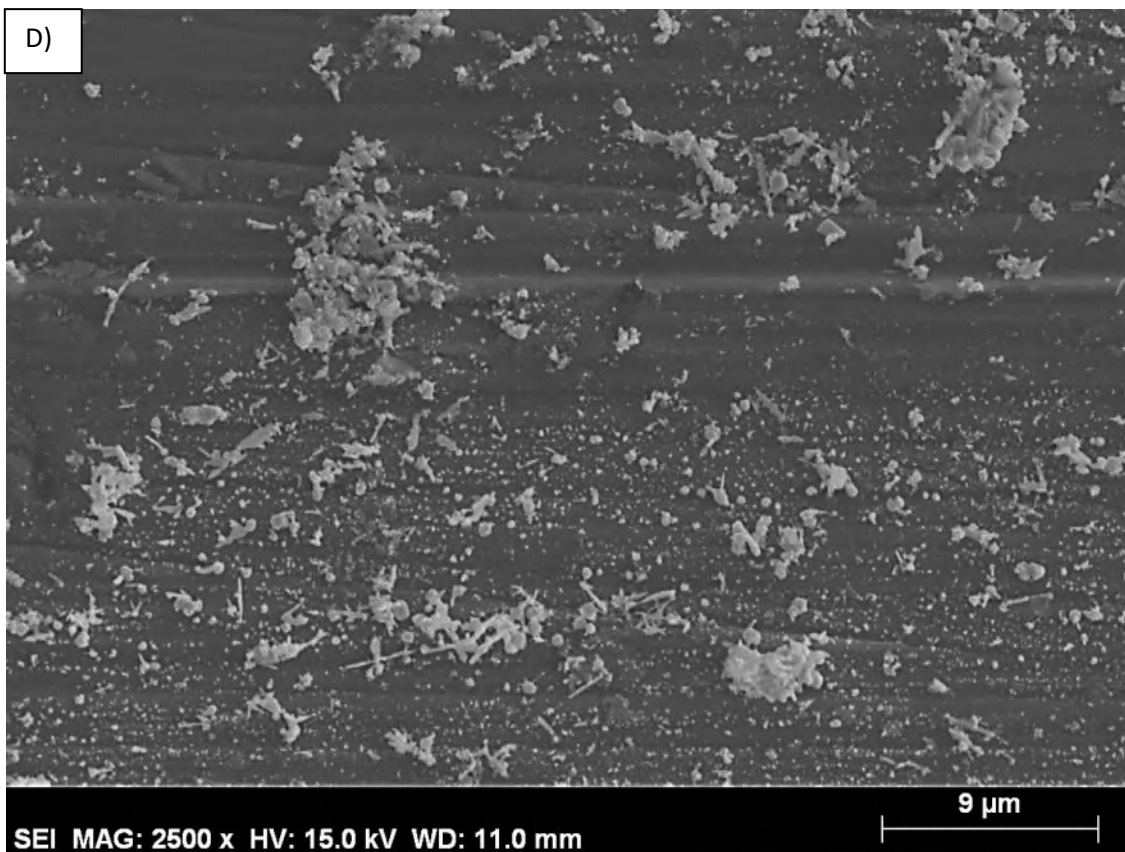
7.5 Microscopía electrónica de barrido

7.5.1 Morfología superficial 0.01M

A baja magnificación (250–500 $\times$), la superficie de Ti6Al4V presenta una textura dominada por estrías del pulido mecánico, interrumpidas por depósitos aislados de plata que se manifiestan como islas brillantes distribuidas de forma heterogénea. Conforme se aumenta la amplificación (1 000–2 500 $\times$), dichas islas se revelan como cúmulos granulares irregulares, de morfología predominantemente esférica o semiesférica. A 5 000 $\times$ y 10 000 $\times$, se identifican nanopartículas discretas con diámetros estimados en 40–120 nm, junto con aglomerados de mayor tamaño en el rango de 200–350 nm, valores coherentes con lo reportado para depósitos de Ag obtenidos en condiciones similares de electrodeposición catódica. La cobertura global es parcial, coexistiendo regiones desnudas de sustrato con áreas donde las nanopartículas tienden a coalescer en cúmulos. Este patrón sugiere un régimen dominado por nucleación esporádica y crecimiento controlado por difusión limitada, característico de bajas concentraciones de precursor.







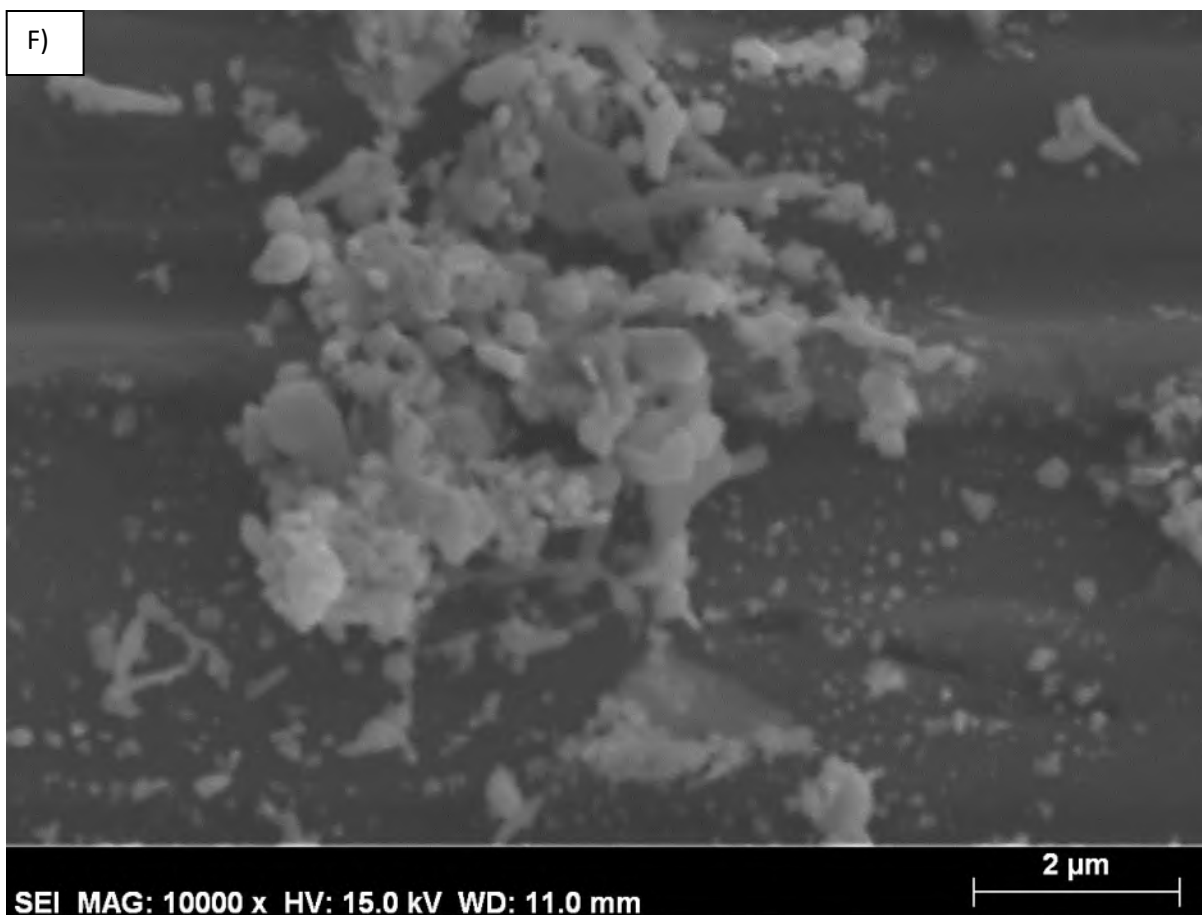
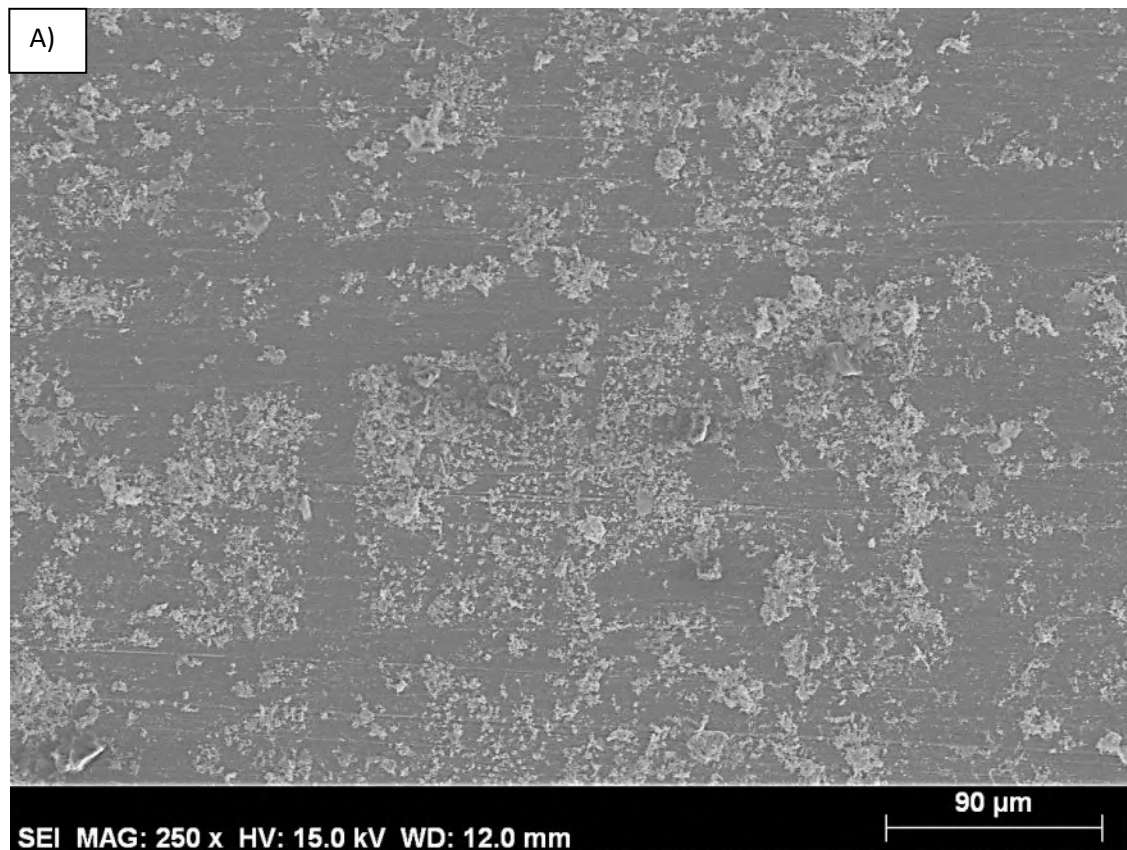


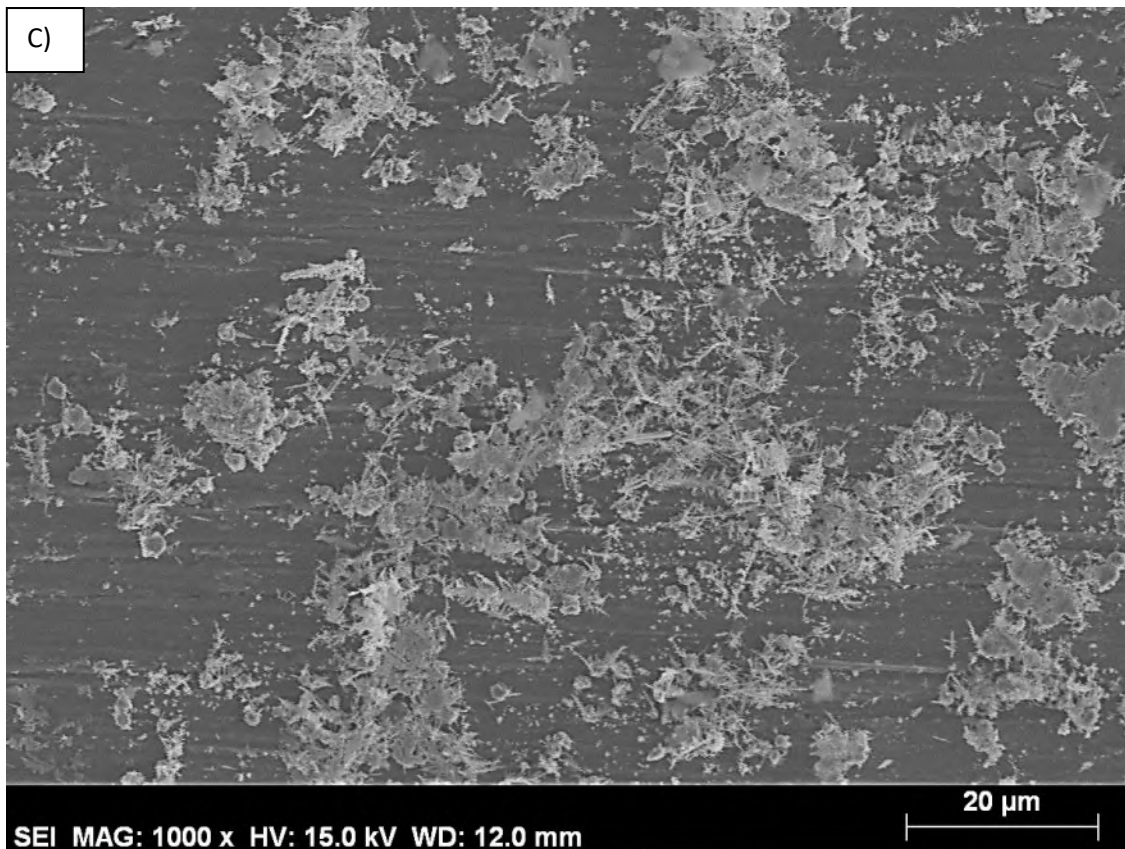
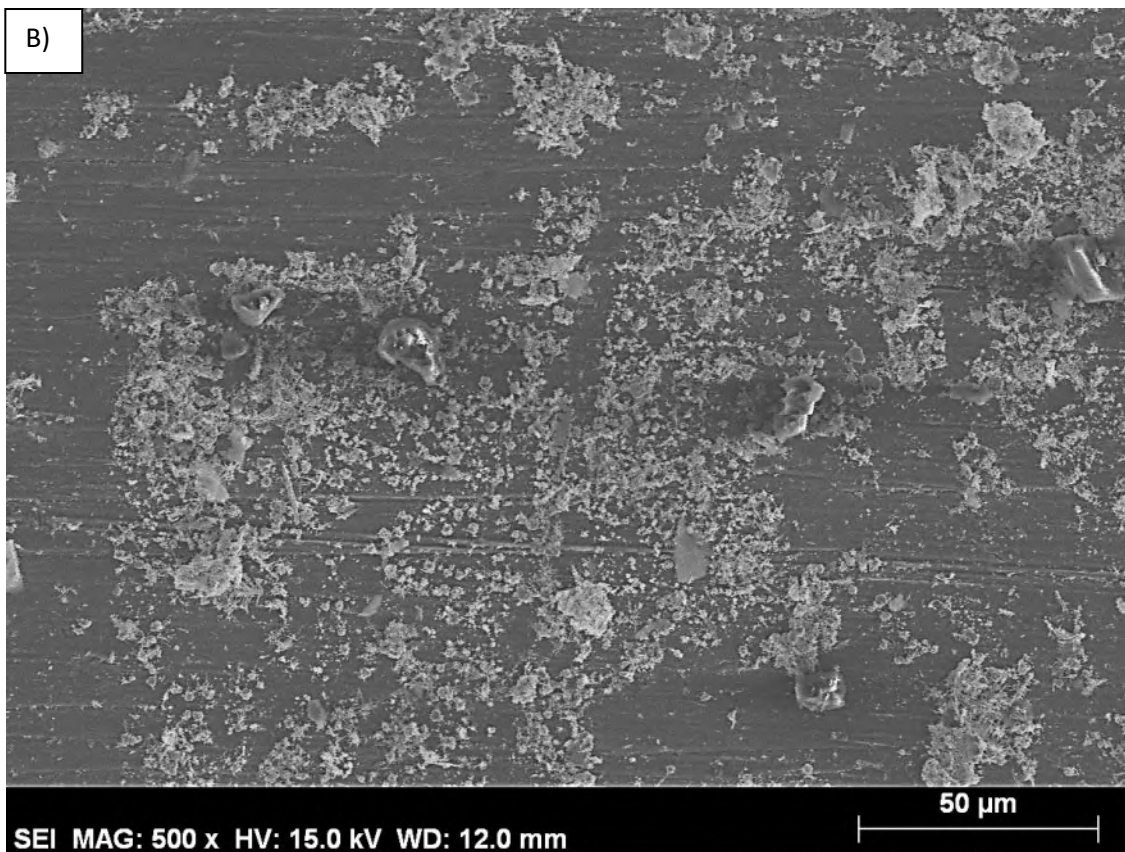
Figura 37 Micrografías SEM de la superficie de Ti6Al4V ELI tras electrodeposición de plata en solución 0.01 M

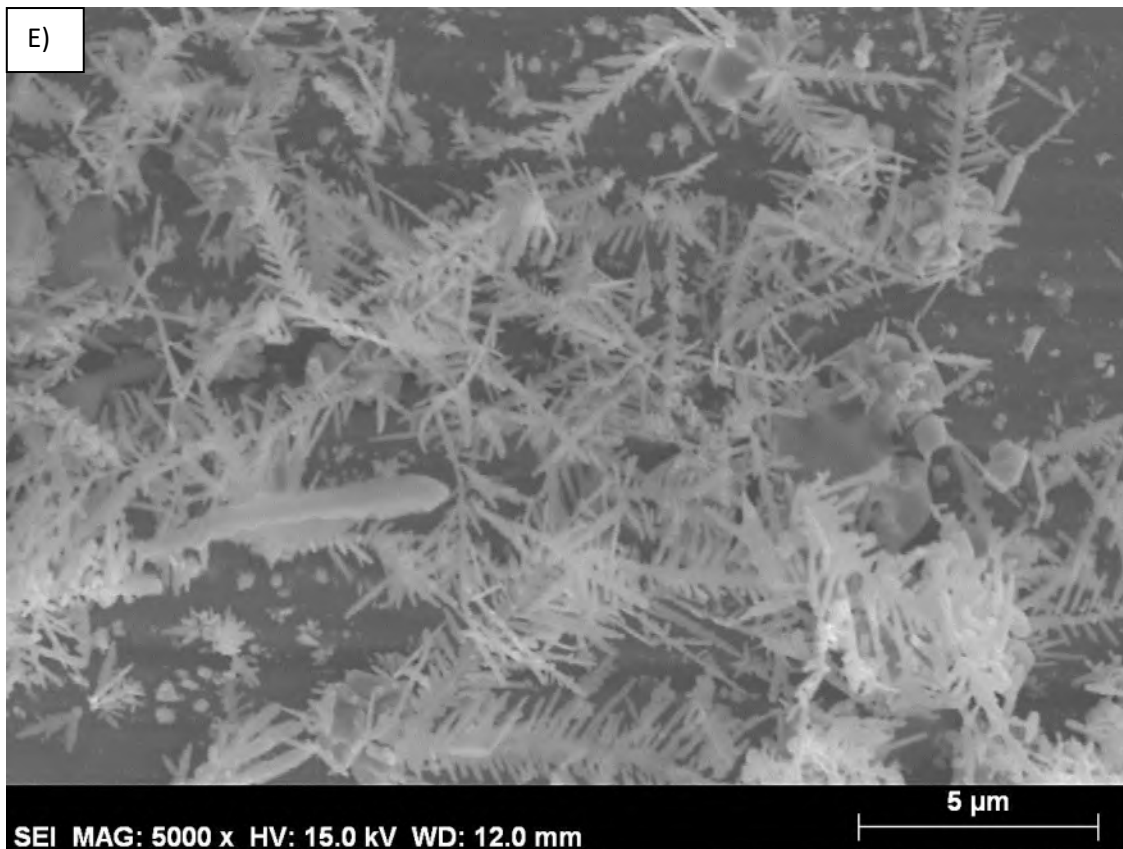
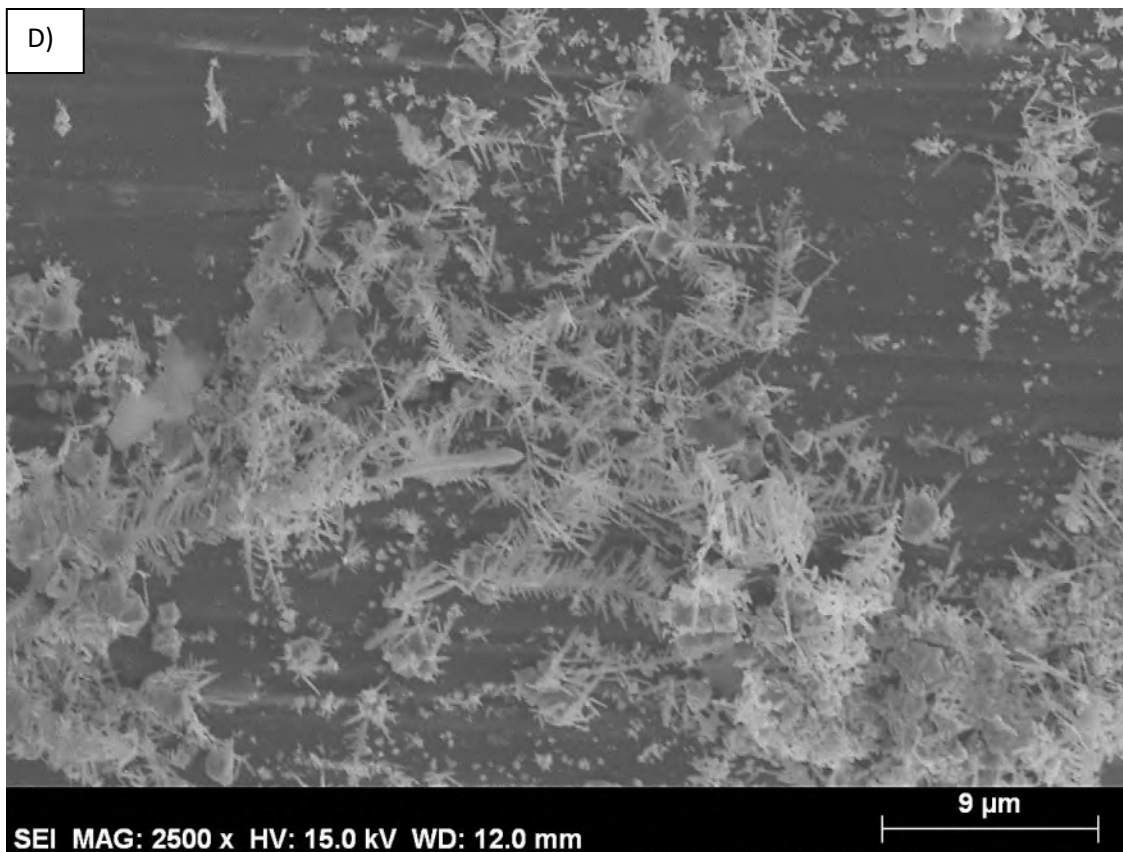
(a) 250×: vista panorámica de la superficie, donde se aprecian estrías de pulido interrumpidas por depósitos discretos de plata. (b) 500×: incremento en la resolución que permite observar la distribución heterogénea de islas depositadas, con una densidad moderada y marcada discontinuidad en la cobertura. (c) 1 000×: detalle de la formación de cúmulos granulares, con partículas de morfología esférica y semiesférica emergiendo sobre la matriz. (d) 2 500×: mayor definición de los aglomerados, mostrando coalescencias locales y la presencia de nanopartículas discretas intercaladas en zonas libres de recubrimiento. (e) 5 000×: resolución que permite distinguir partículas con diámetros estimados de ~40–120 nm, junto con cúmulos de mayor tamaño en el rango de 200–350 nm. (f) 10 000×: máxima amplificación que revela la topografía fina del recubrimiento, evidenciando núcleos metálicos discretos y microaglomerados, confirmando un régimen dominado por nucleación dispersa y crecimiento granular. En conjunto, la secuencia (a–f) muestra una cobertura parcial del sustrato, con tendencia a la coalescencia localizada y ausencia de estructuras dendríticas, características propias de depósitos formados bajo baja concentración de precursor.

7.5.2 Morfología superficial 0.1M

A 250–500×, la densidad de depósitos es marcadamente superior. En el rango de 1 000–2 500×, emergen conglomerados más extensos y conectados, donde la morfología granular da paso a estructuras aciculares y ramificadas. A 5 000–10 000×, se distinguen claramente dendritas con brazos primarios y secundarios, de longitudes que oscilan entre 1–2 μm , acompañadas de cúspides afiladas y dominios laterales con espesores de 150–300 nm. Este tipo de crecimiento dendrítico ha sido descrito en la literatura como indicativo de un régimen de alta sobresaturación iónica y sobrepotenciales catódicos elevados, en el cual el transporte de masa no logra abastecer de manera uniforme a los núcleos en crecimiento, provocando ramificación direccional. La consecuencia inmediata es una superficie con alta rugosidad y elevada relación superficie-volumen, que incrementa el área reactiva expuesta al entorno.







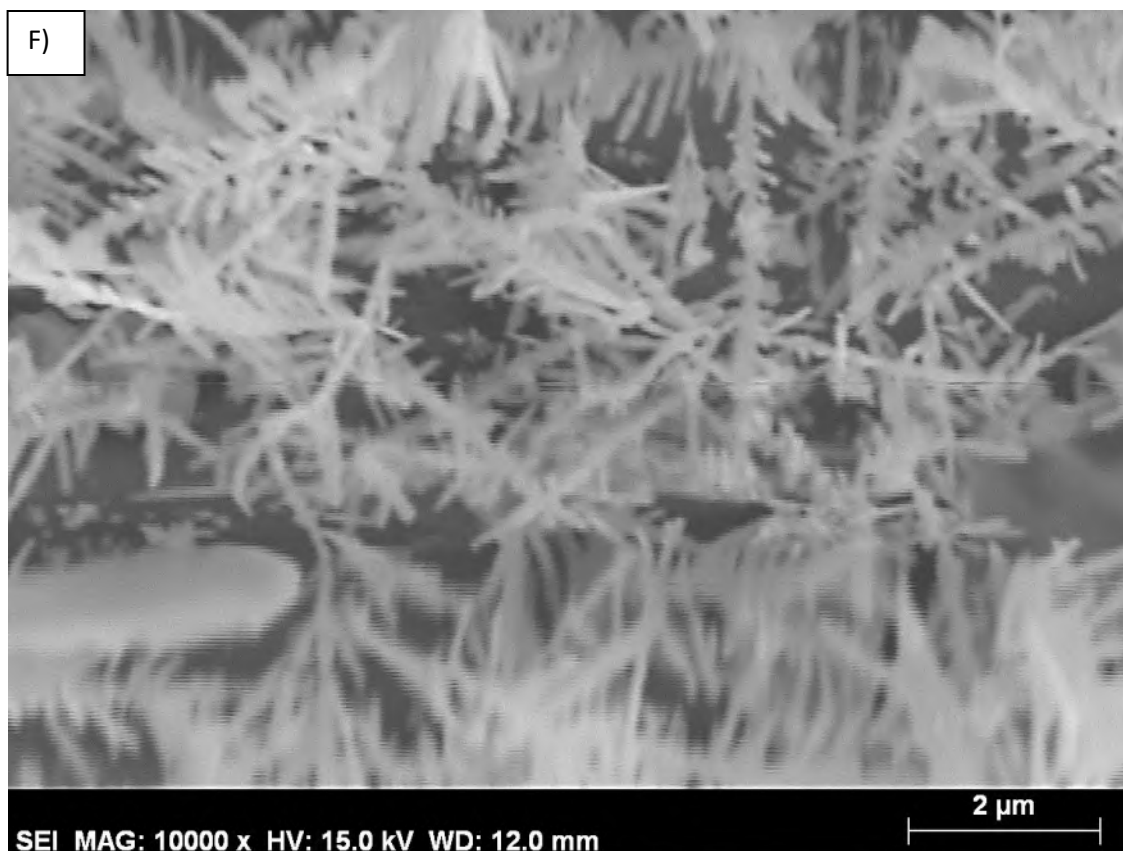


Figura 38 Micrografías SEM de la superficie de Ti6Al4V ELI tras electrodeposición de plata en solución 0.1 M

(a) 250×: visión panorámica de la superficie, donde se aprecia una cobertura más extensa en comparación con 0.01 M, con depósitos distribuidos de manera más continua sobre la matriz. (b) 500×: incremento en la resolución que muestra la formación de conglomerados más densos, con contraste evidente respecto a las estrías de pulido. (c) 1 000×: detalle de cúmulos conectados que comienzan a exhibir crecimiento direccional, con partículas alargadas emergiendo en varias regiones. (d) 2 500×: aparición clara de morfologías aciculares y ramificadas, organizadas en dominios de mayor densidad y continuidad superficial. (e) 5 000×: desarrollo definido de dendritas con brazos primarios y secundarios, con espesores en el rango de 150–300 nm y longitudes que alcanzan 1–2 μm . (f) 10 000×: máxima amplificación que revela puntas afiladas y ramificaciones finas, confirmando un régimen de crecimiento dendrítico característico de altas concentraciones de precursor y elevada disponibilidad iónica. En conjunto, la secuencia (a–f) evidencia la transición de un crecimiento granular a uno dendrítico, asociado a una mayor densidad de nucleación, incremento en la rugosidad superficial y generación de estructuras con elevada relación superficie-volumen, factores que anticipan un aumento en la liberación de Ag^+ y en la capacidad de inhibición microbiana.

7.5.3 Electrones retrodispersados (BSE)

Las micrografías obtenidas en modo de electrones retrodispersados (BSE, *Backscattered Electrons*) aportan un contraste composicional basado en el número atómico (Z-contrast). A diferencia del modo de electrones secundarios (SEI), en el cual domina la topografía superficial, las señales de BSE provienen de electrones que han sido desviados elásticamente por interacciones con el núcleo, por lo que su intensidad es directamente proporcional al número atómico promedio de la región analizada. Así, elementos ligeros como el titanio ($Z = 22$) se muestran relativamente oscuros, mientras que elementos pesados como la plata ($Z = 47$) aparecen brillantes.

En el tratamiento de 0.01 M AgNO_3 , las imágenes BSE muestran puntos brillantes distribuidos de manera heterogénea sobre la superficie, lo que confirma la deposición localizada de plata en forma de islas o cúmulos aislados. La intensidad del contraste es moderada, en concordancia con la cobertura parcial observada en SEI.

En el caso de 0.1 M AgNO_3 , el contraste es marcadamente más intenso y extendido, con regiones brillantes continuas que corresponden a las estructuras dendríticas identificadas en SEM. Este resultado confirma una mayor fracción superficial recubierta con Ag y sugiere un incremento significativo en la conectividad de los depósitos.

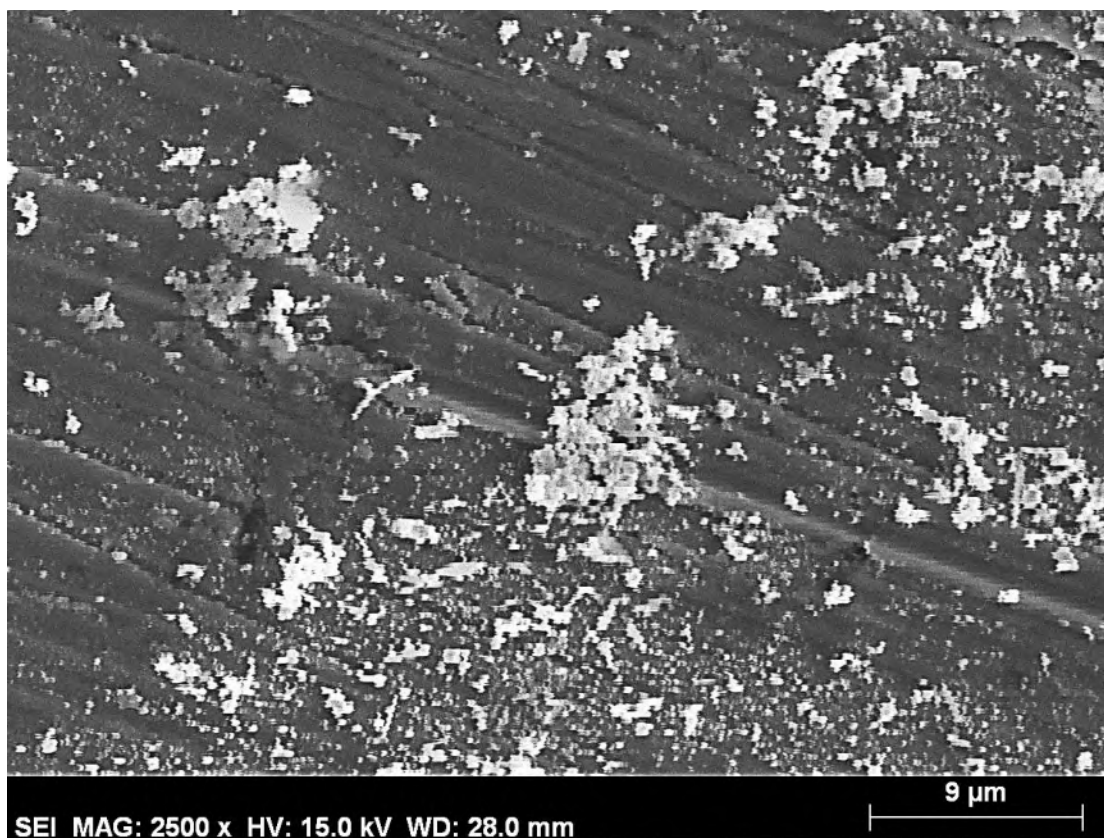


Figura 39 (BSE) de la superficie de Ti6Al4V ELI recubierta en 0.01 M

Imagen en modo de electrones retrodispersados (BSE) de la superficie de Ti6Al4V ELI recubierta en 0.01 M AgNO_3 (2500 $\times$, tiempo post-optimización). Se observan puntos brillantes aislados, correspondientes a depósitos localizados de plata sobre la matriz oscura de titanio. El contraste composicional confirma una distribución heterogénea y cobertura parcial del recubrimiento.

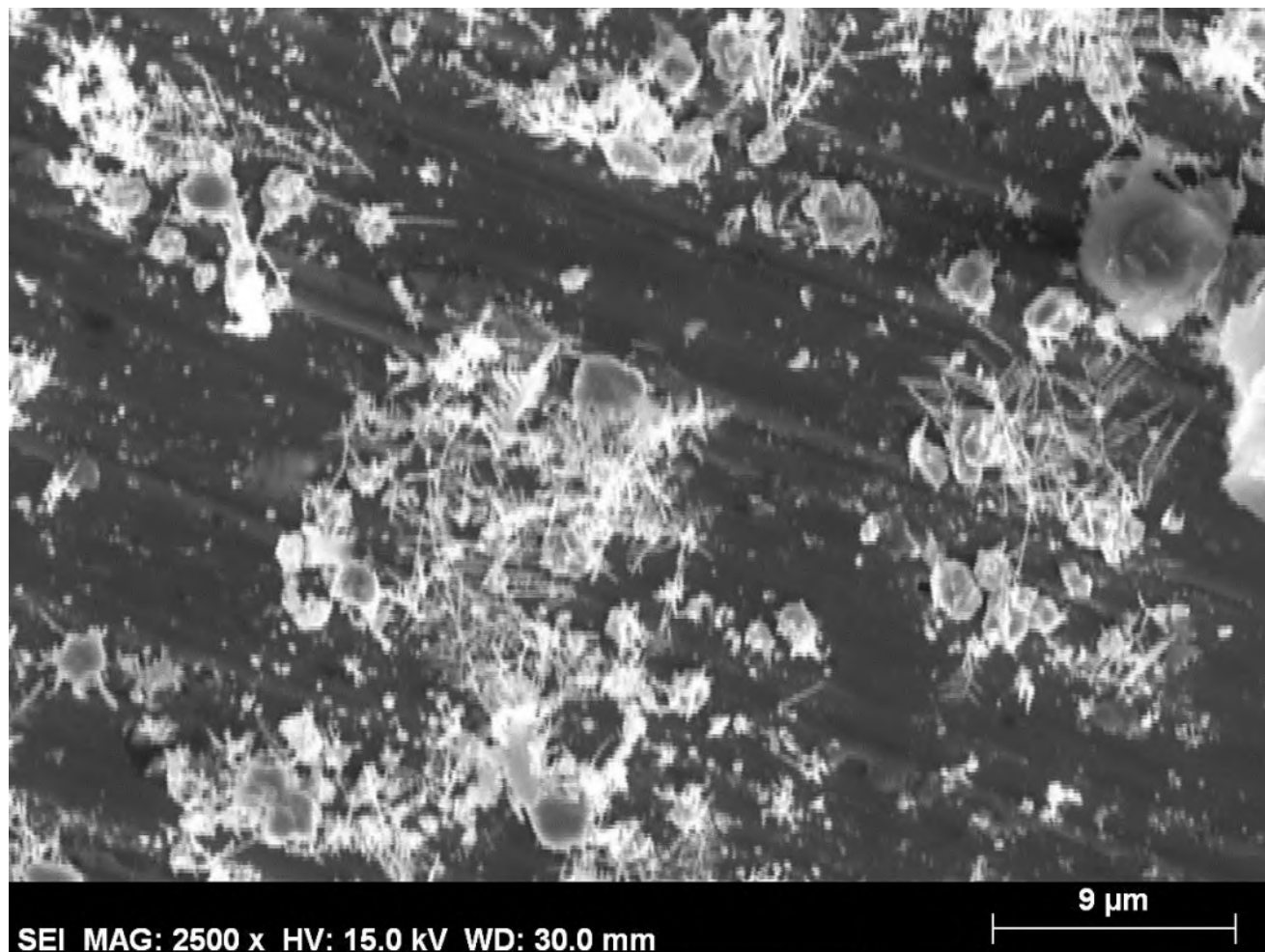


Figura 40 (BSE) de la superficie de Ti6Al4V ELI recubierta en 0.1 M

Imagen en modo de electrones retrodispersados (BSE) de la superficie de Ti6Al4V ELI recubierta en 0.1 M AgNO_3 (2500 $\times$, tiempo post-optimización). Se aprecian regiones brillantes continuas asociadas a estructuras dendríticas de plata, que contrastan con la matriz más oscura de Ti6Al4V. La elevada intensidad y extensión del contraste confirma una mayor fracción areal recubierta en comparación con 0.01 M.

7.6 Espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDS)

7.6.1 Grupo control

Se realizó análisis elemental mediante espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDS) sobre la muestra de Ti6Al4V correspondiente al grupo control, sin tratamiento mecánico ni recubrimiento por electrodeposición. El objetivo fue confirmar la composición del sustrato y establecer una referencia comparativa para las muestras modificadas.

En el espectro representativo (EDS 3), se observaron señales intensas de titanio (Ti), así como la presencia de aluminio (Al) y vanadio (V), en proporciones compatibles con la composición nominal de la aleación Ti6Al4V. Se detectaron además pequeñas cantidades de hierro (1.37%) y silicio (0.50%), posiblemente asociadas a contaminación superficial o a residuos del ambiente de análisis. No se detectó plata (Ag), lo cual es consistente con la condición de muestra sin tratamiento químico.

Tabla 7 Composición semicuantitativa por EDS – Grupo control

<i>Espectro</i>	<i>Al (%)</i>	<i>Ti (%)</i>	<i>V (%)</i>	<i>Fe (%)</i>	<i>Si (%)</i>	<i>Ag (%)</i>
<i>EDS 1</i>	1.97	74.10	21.95	1.98	—	ND
<i>EDS 2</i>	4.44	86.97	8.59	—	—	ND
<i>EDS 3</i>	3.09	80.97	14.07	1.37	0.50	ND
<i>EDS 4</i>	6.27	92.03	1.70	—	—	ND

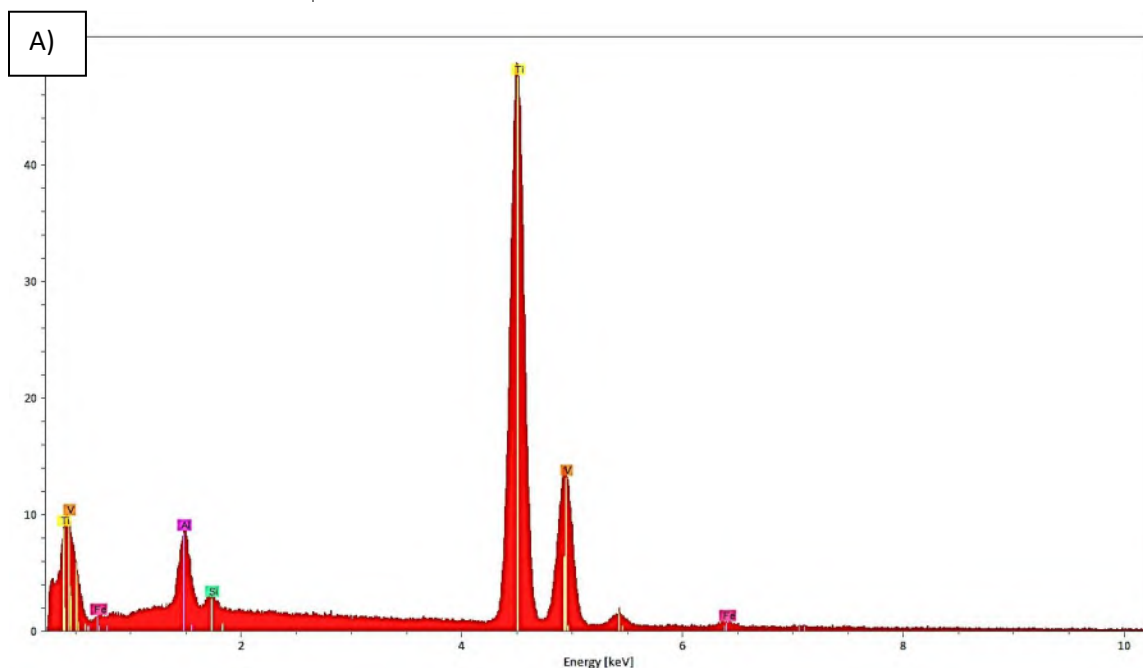


Figura 41 Análisis elemental de la superficie del grupo control mediante espectroscopía de dispersión de energía (EDS) acoplada a microscopía electrónica de barrido (SEM).

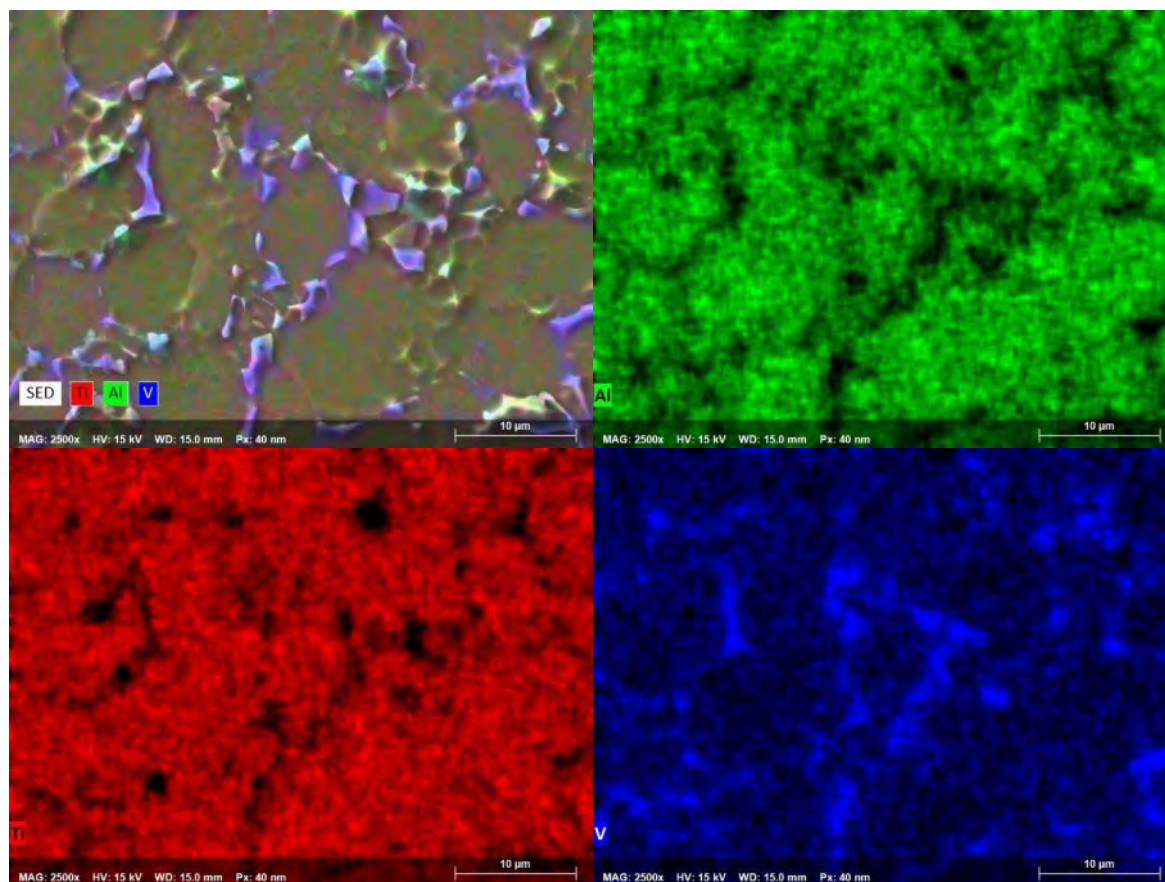


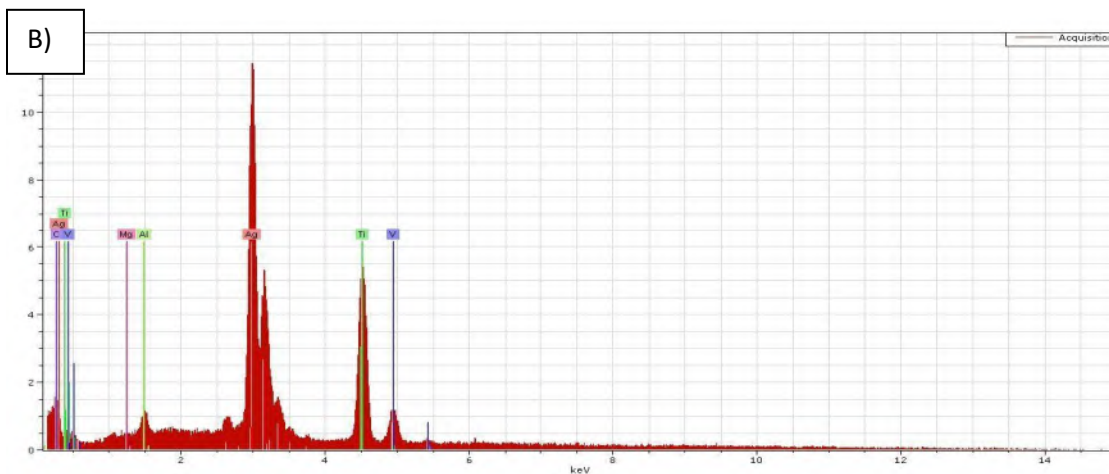
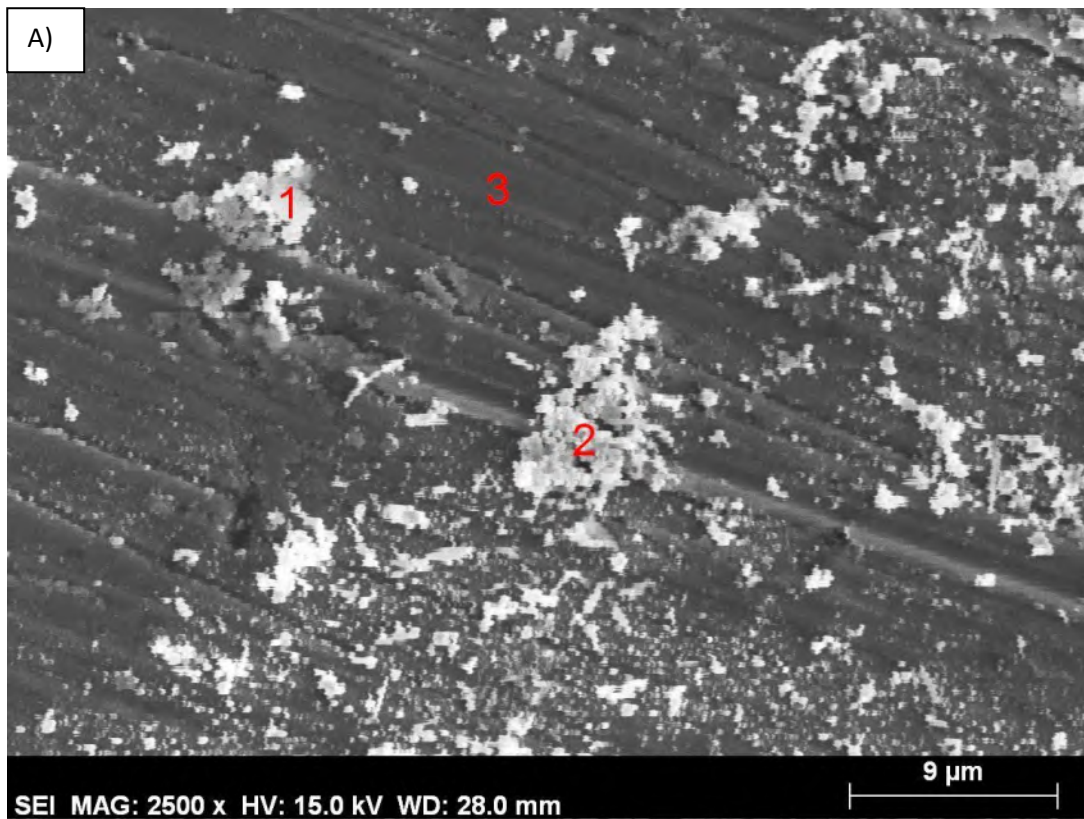
Figura 42 Mapecto elemental

7.6.2 EDS puntual 0.01M

La **espectroscopía de dispersión de rayos X (EDS)** se aplicó en tres puntos de interés seleccionados sobre la micrografía BSE a 2500× de la superficie tratada con 0.01 M AgNO₃. Los puntos se eligieron con el objetivo de comparar zonas con diferente contraste composicional: (1) un cúmulo brillante compacto, (2) un aglomerado irregular de menor densidad, y (3) una región oscura correspondiente a la matriz sin recubrimiento.

- **Punto 1 (cúmulo brillante):** el espectro evidenció un pico intenso de Ag en ~3 keV, acompañado de señales de Ti, Al y V. Esto confirma que los cúmulos brillantes corresponden a depósitos metálicos de plata sobre la matriz de Ti₆Al₄V.
- **Punto 2 (aglomerado irregular):** se registró nuevamente la presencia de Ag, aunque con mayor contribución relativa del sustrato (Ti, V), lo que indica un recubrimiento menos compacto y con menor espesor.
- **Punto 3 (matriz):** el espectro estuvo dominado por Ti, Al y V, con una señal de Ag mínima o ausente, lo que confirma la naturaleza descubierta de la superficie en esas regiones oscuras.

De forma complementaria, se detectaron señales de carbono y oxígeno, atribuibles al recubrimiento de carbono para SEM y a la capa pasiva de óxido de titanio (TiO_2), respectivamente. Estos resultados corroboran que, a baja concentración, la electrodeposición produce una distribución heterogénea de plata en forma de islas y cúmulos localizados, en concordancia con la morfología observada en SEM y BSE.



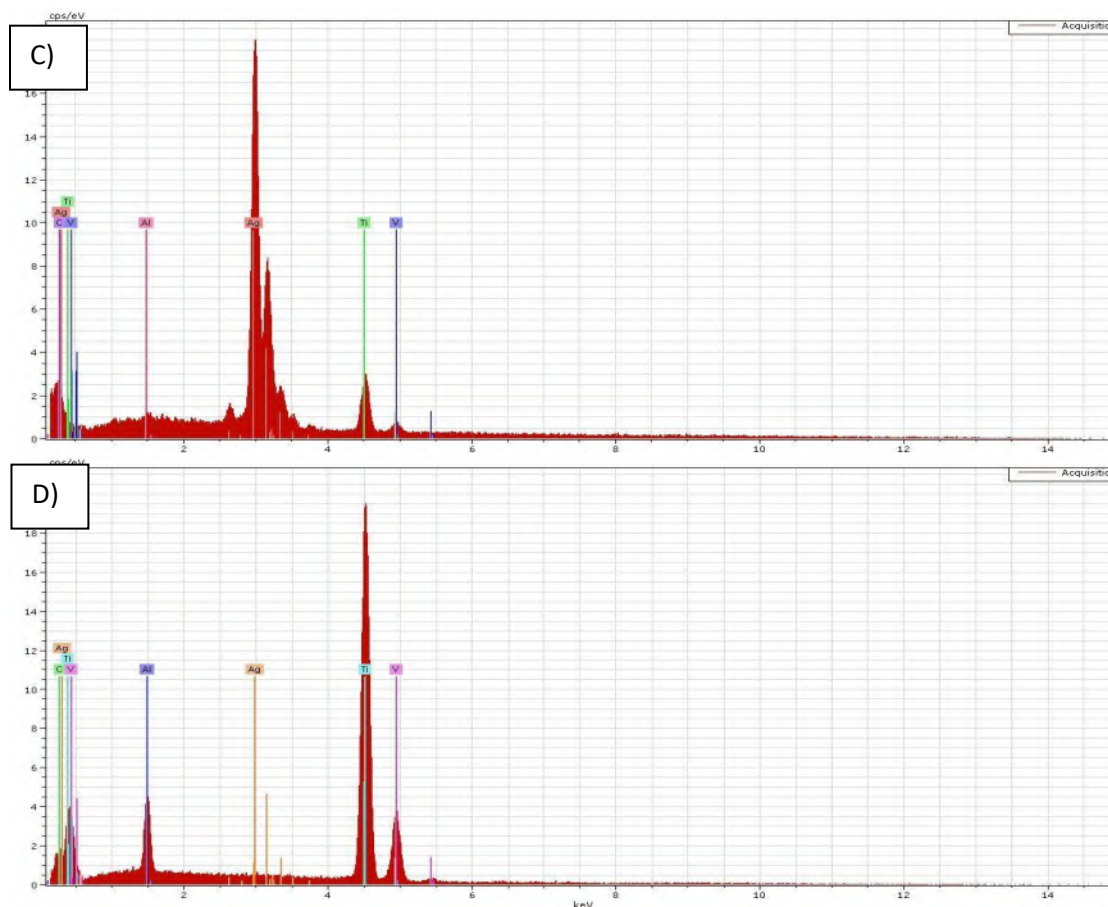


Figura 43 Análisis por espectroscopía de dispersión de rayos X (EDS) de la superficie de Ti6Al4V ELI tras electrodeposición en 0.01 M

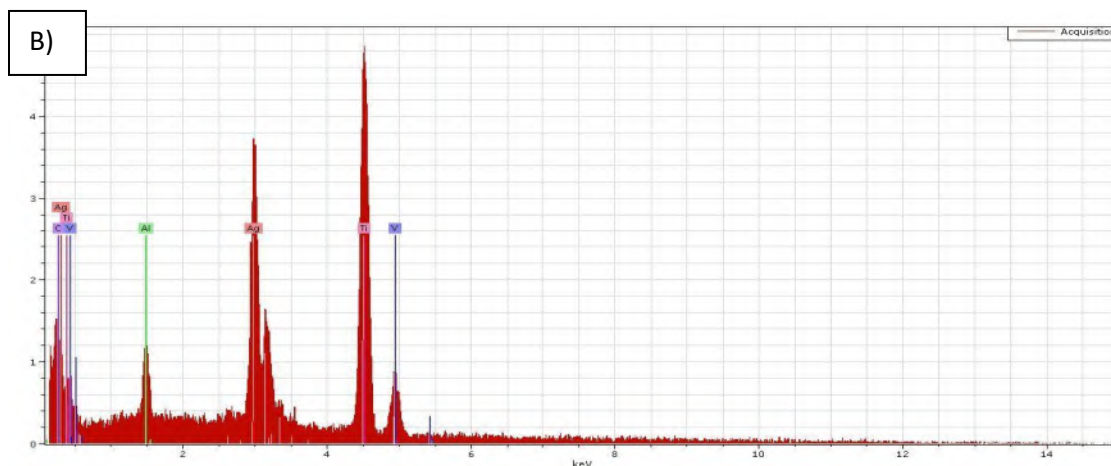
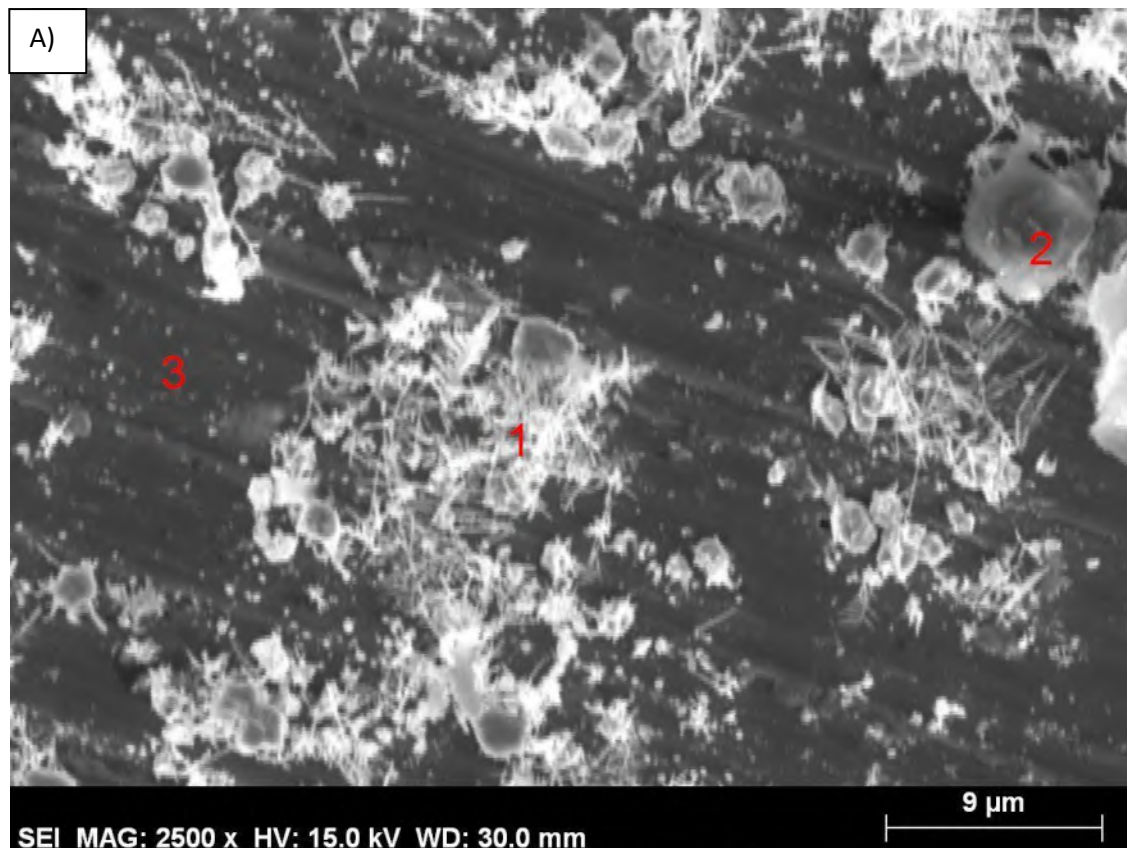
(A) Imagen BSE a 2500× con los tres puntos de interés seleccionados para análisis puntual: (1) cúmulo brillante compacto, (2) aglomerado irregular y (3) matriz oscura. (B) Espectro EDS correspondiente al punto 1, mostrando un pico intenso de Ag acompañado de señales de Ti, Al y V, confirmando la naturaleza metálica del depósito. (C) Espectro del punto 2, donde Ag aparece con mayor contribución relativa del sustrato, indicando un recubrimiento menos compacto. (D) Espectro del punto 3, dominado por Ti, Al y V, con Ag mínimo, representativo de la matriz sin recubrimiento. En conjunto, el análisis EDS cualitativo y semicuantitativo confirma la deposición heterogénea de plata en forma de islas y cúmulos localizados bajo condiciones de baja concentración.

7.6.3 EDS puntual 0.1 M

La **espectroscopía de dispersión de rayos X (EDS)** se aplicó en tres regiones de interés seleccionadas sobre la micrografía BSE a 2500× de la superficie tratada con 0.1 M AgNO₃. Los puntos se escogieron con el fin de analizar zonas contrastantes dentro de la morfología dendrítica

característica de esta condición: (1) una rama dendrítica brillante de alta intensidad, (2) un cúmulo compacto en la periferia de las dendritas y (3) una región oscura de la matriz sin recubrimiento.

La estrategia de selección respondió a tres propósitos: (i) confirmar la composición de las ramas metálicas ricas en Ag observadas en BSE, (ii) evaluar la composición de depósitos secundarios y cúmulos heterogéneos que aparecen asociados a las dendritas, y (iii) contrastar estos resultados con la matriz descubierta, donde se esperaría la predominancia de Ti, Al y V de la aleación base.



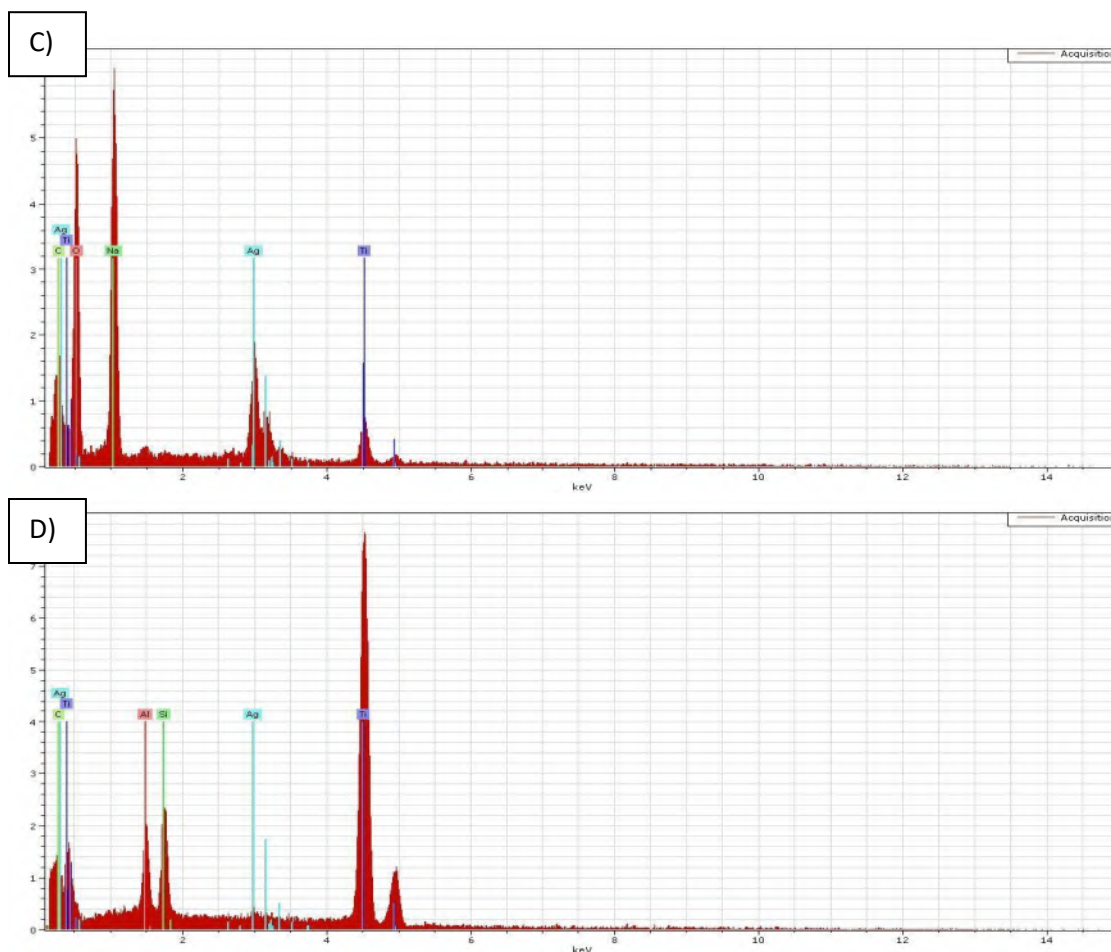


Figura 44 Análisis por espectroscopía de dispersión de rayos X (EDS) de la superficie de Ti6Al4V ELI tras electrodeposición en 0.1 M

(A) Imagen BSE a 2500 $\times$ con los tres puntos de interés seleccionados: (1) rama dendrítica brillante, (2) cúmulo compacto asociado a la periferia de las dendritas y (3) matriz oscura sin recubrimiento. (B) Espectro EDS correspondiente al punto 1, evidenciando un pico intenso de Ag acompañado de señales menores de Ti, Al y V, confirmando la composición metálica de las dendritas. (C) Espectro del punto 2, mostrando nuevamente presencia de Ag aunque con mayor contribución del sustrato, representativo de depósitos heterogéneos y menos compactos. (D) Espectro del punto 3, dominado por Ti, Al y V, con Ag en niveles mínimos, confirmando la naturaleza descubierta de la matriz. En conjunto, los análisis cualitativos y semicuantitativos corroboran que, bajo condiciones de alta concentración, la electrodeposición genera una cobertura más extensa y continua de plata, con acumulación predominante en las estructuras dendríticas observadas en SEM y BSE.

El análisis puntual por EDS confirmó de manera inequívoca la incorporación de plata en la superficie de Ti6Al4V tras la electrodeposición. En 0.01 M, los espectros mostraron que la presencia de Ag se limita a cúmulos discretos con cobertura parcial, mientras que en 0.1 M los

picos de Ag fueron más intensos y frecuentes, asociados a estructuras dendríticas y cúmulos compactos. Esta evidencia respalda que el aumento en la concentración del precursor no solo incrementa la cantidad de plata depositada, sino que modifica su distribución superficial hacia un patrón más continuo.

De manera complementaria, los análisis permitieron distinguir entre regiones enriquecidas en Ag y zonas de matriz descubierta, además de identificar señales secundarias de C y O atribuibles al recubrimiento de carbono y a la capa pasiva de TiO_2 . En conjunto, estos resultados consolidan la interpretación morfológica y confirman que la concentración de AgNO_3 regula tanto la densidad como la homogeneidad de los depósitos, aspectos clave para su desempeño antimicrobiano.

7.7 Difracción de Rayos X (DRX)

Con el fin de analizar las fases cristalinas presentes en las muestras tratadas, se realizó un estudio de difracción de rayos X (DRX) sobre las superficies de Ti6Al4V modificadas mediante electrodeposición de plata, empleando concentraciones de 0.01 M y 0.1 M de AgNO_3 . La comparación con la muestra sin tratamiento (C) permitió identificar cambios estructurales en la superficie inducidos por la incorporación de nanopartículas metálicas.

En la muestra control (C), los difractogramas revelaron una señal predominante de fase α -Ti, con estructura hexagonal compacta (HCP), evidenciada por picos intensos en los planos (100), (002), (101), (102) y (110), localizados aproximadamente en $2\theta \approx 35.1^\circ$, 38.4° , 40.2° , 53.1° y 63.0° , respectivamente. La presencia de fase β -Ti, de estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC), fue marginal y se identificó en el plano (200) a $2\theta \approx 56.5^\circ$, con una proporción estimada del 0.5 % en masa, concordante con el límite inferior de detección del equipo.

Tras el tratamiento con 0.01 M AgNO_3 , se observaron señales adicionales atribuibles a plata metálica en los planos (111), (200) y (220), ubicados en $2\theta \approx 38.1^\circ$, 44.3° y 64.4° , lo que indica una cobertura parcial de la superficie con nanopartículas de Ag. Este recubrimiento se reflejó también en la disminución relativa de los picos de α -Ti, así como en la pérdida de orientación preferencial, sugiriendo una alteración de la textura cristalográfica superficial.

El tratamiento con 0.1 M AgNO_3 produjo un cambio drástico en el patrón de difracción, donde los picos de Ag dominaron el espectro. La intensidad relativa de los planos (111), (200) y (220) fue significativamente superior, y las señales de titanio apenas fueron detectables, lo que sugiere la formación de un recubrimiento continuo de plata. A pesar de este recubrimiento, la fase β -Ti permaneció constante ($\sim 0.5\%$), indicando que no hubo transformación estructural en el volumen del material.

Estos resultados, resumidos en la Tabla 6, confirman que la electrodeposición permite controlar de manera efectiva la cantidad de plata depositada sobre la aleación Ti6Al4V, sin alterar su

integridad estructural interna. El aumento progresivo de la señal de Ag y la atenuación de las fases de titanio reflejan el efecto del espesor del recubrimiento metálico generado en cada tratamiento.

Tabla 8 Identificación de fases cristalinas por DRX en muestras de Ti6Al4V tratadas con AgNO_3

Muestra	Fase α-Ti (%)	Fase β-Ti (%)	Plata metálica Ag (%)
<i>C (control)</i>	99.5	0.5	—
<i>0.01 M AgNO_3</i>	68.0	0.5	31.5
<i>0.1 M AgNO_3</i>	18.5	0.5	81.0

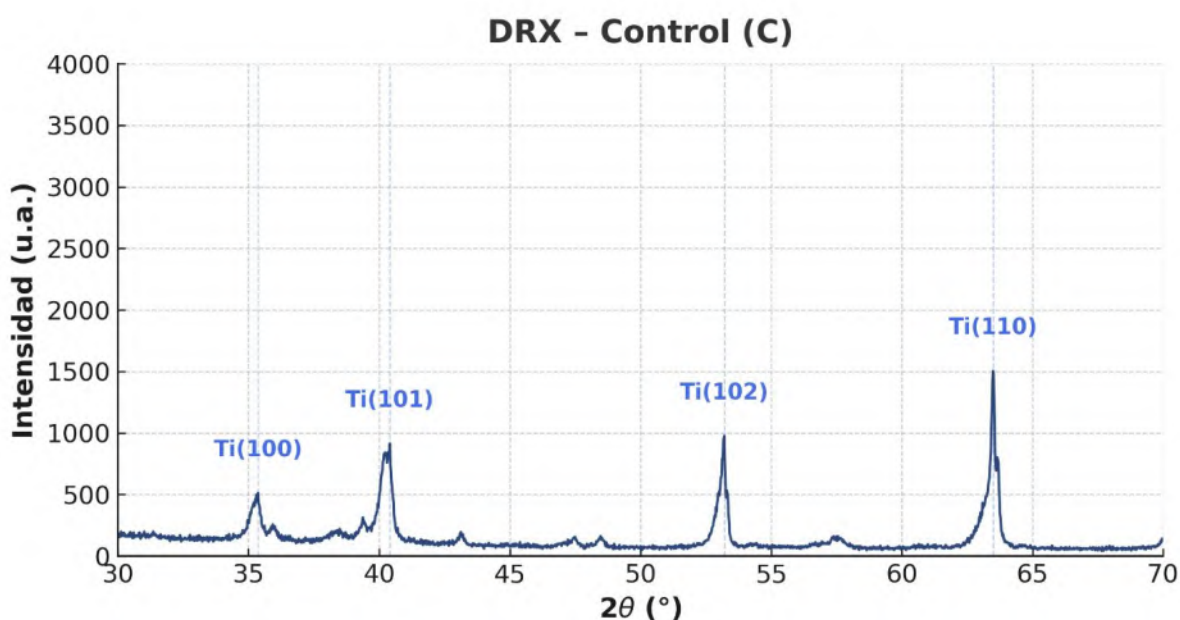


Figura 45 Difractograma para control experimental de Ti6Al4V

El difractograma correspondiente al control experimental picos característicos de la aleación bifásica $\alpha+\beta$. Se identifican reflexiones intensas en posiciones $2\theta \sim 35^\circ$ y 38° , asociadas a la fase α (Ti, estructura HCP), y señales menos intensas en $\sim 40^\circ$ y 53° , atribuibles a la fase β (Ti, estructura BCC).

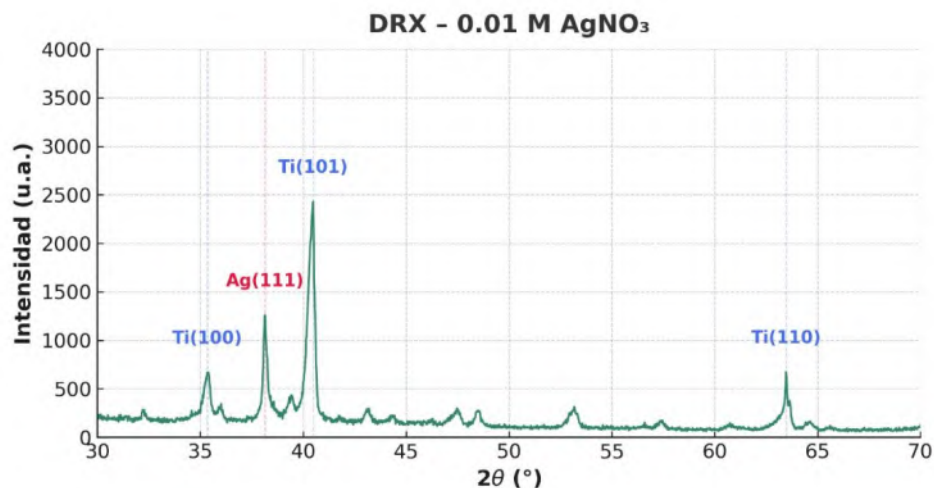


Figura 46 Difractograma para tratamiento 0.01M AgNO₃

El patrón de difracción de la muestra tratada en solución 0.01 M muestra, además de los picos de Ti α y β , la aparición de señales débiles en torno a $2\theta \approx 38^\circ$ y 44° , atribuibles a la fase cúbica de plata metálica (Ag, JCPDS 04-0783). La baja intensidad relativa de estas reflexiones indica que el depósito de plata es delgado y posiblemente distribuido en forma de nanopartículas dispersas, coherente con el bajo contenido de masa depositada registrado en la cuantificación gravimétrica. No se detectaron óxidos de plata (Ag₂O o AgO), lo que sugiere que el proceso de electrodeposición favoreció la reducción completa de Ag⁺ a plata metálica bajo las condiciones experimentales.

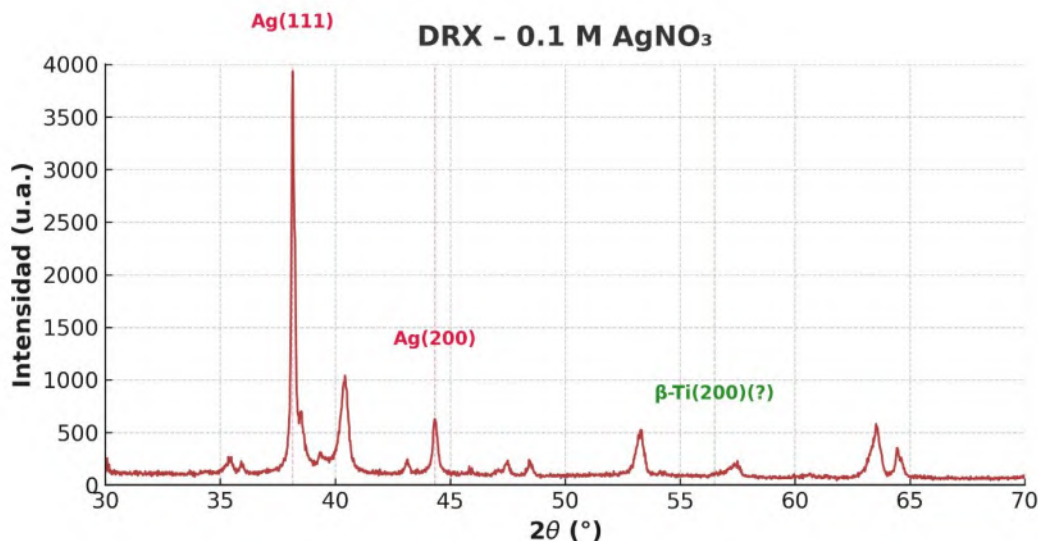


Figura 47 Difractograma para tratamiento 0.1M AgNO₃

El difractograma del tratamiento a 0.1 M evidencia de manera más clara los picos característicos de la plata metálica, con intensidades significativamente mayores respecto a la condición 0.01 M. Los picos principales se localizan en $2\theta \approx 38^\circ$, 44° y 64° , confirmando la cristalización de Ag en fase cúbica centrada en las caras (FCC). La mayor intensidad de estas reflexiones concuerda con la mayor masa depositada calculada por la ley de Faraday y verificada experimentalmente. Al igual que en la condición anterior, no se observaron fases óxidas de Ag, lo cual refuerza la hipótesis de una reducción electroquímica eficiente en el medio electrolítico empleado.

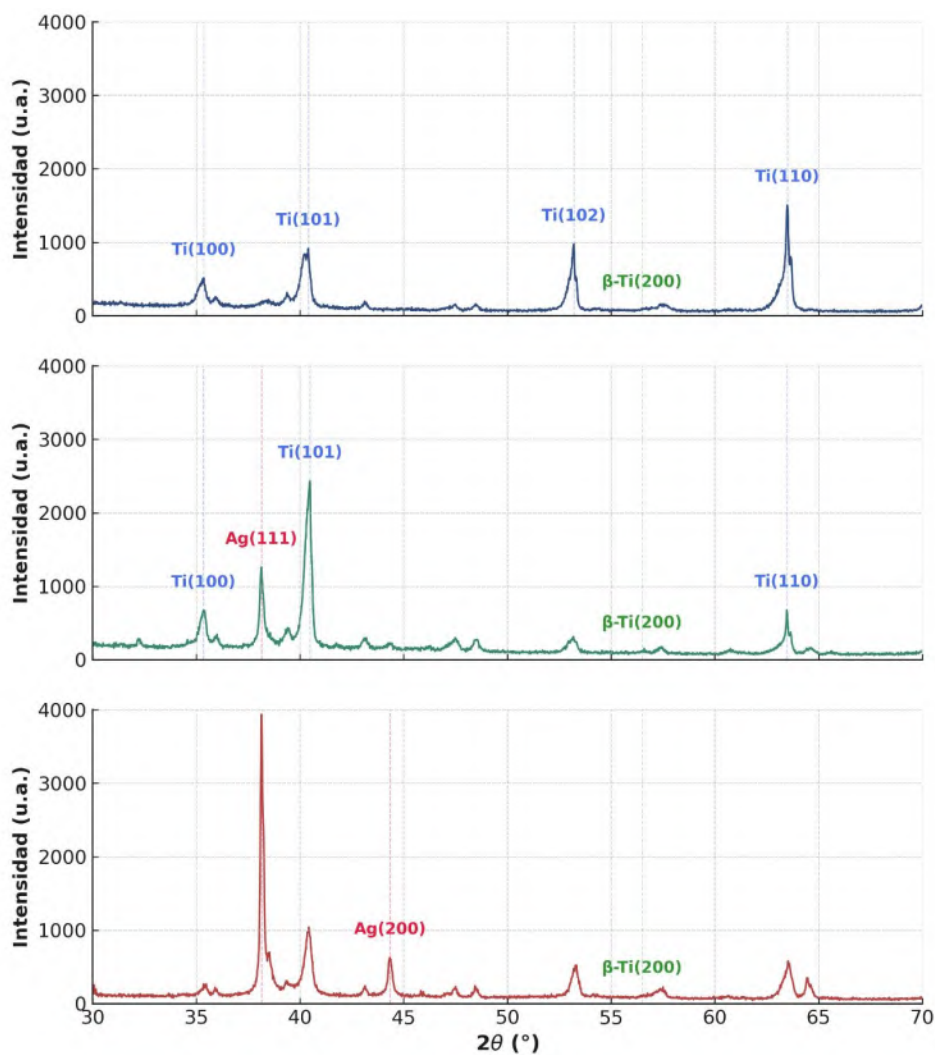


Figura 48 Difractogramas DRX organizados en panel vertical para las tres condiciones experimentales: muestra sin tratamiento (C), 0.01 M AgNO_3 y 0.1 M AgNO_3 .

En conjunto, los difractogramas de rayos X obtenidos para las tres condiciones experimentales (control, 0.01 M AgNO_3 y 0.1 M AgNO_3) confirman la preservación de la microestructura bifásica

característica del Ti6Al4V ELI, compuesta por las fases α (hexagonal compacta, HCP) y β (cúbica centrada en el cuerpo, BCC). En las muestras tratadas se identificaron, además, reflexiones adicionales correspondientes a la fase cúbica centrada en las caras (FCC) de plata metálica, cuya intensidad aumentó de manera proporcional a la concentración del electrolito empleado. La ausencia de señales atribuibles a óxidos de plata (Ag_2O , AgO) sugiere que el proceso de electrodeposición promovió la reducción directa de Ag^+ hacia su fase elemental, sin formación de compuestos secundarios.

7.8 Pruebas de inhibición

En total se analizaron 10 piezas metálicas y 70 placas de cultivo, distribuidas entre tratamientos con 0.01 M y 0.1 M de AgNO_3 , controles positivos (Ti6Al4V sin recubrimiento) y control negativo (placa esterilizada por UV). El control positivo mostró crecimiento abundante (*too numerous to count*, TNTC) en las tres cepas bacterianas, confirmando la viabilidad de los inóculos. El control negativo permaneció estéril, validando la eficacia del procedimiento de descontaminación.

Tabla 9 Condiciones experimentales de las pruebas de dilución

Grupo	Condición	Nº de piezas	Cepas inoculadas	Diluciones y siembras	Nº de placas	Resultado general del recuento
Control positivo	Ti6Al4V sin plata	3 (una por cepa)	<i>S. aureus</i> , <i>P. aeruginosa</i> , <i>E. faecalis</i>	Siembra directa (100 μL)	3	Crecimiento abundante (TNTC)
Control negativo	Esterilización UV	1	—	—	1	Sin crecimiento
Tratamientos	0.01 M AgNO_3	3 (una por cepa)	<i>S. aureus</i> , <i>P. aeruginosa</i> , <i>E. faecalis</i>	5 diluciones (10^{-1} – 10^{-5}) en duplicado + siembra directa	33	<i>S. aureus</i> : crecimiento residual (≈ 100 UFC/mL). <i>P. aeruginosa</i> y <i>E. faecalis</i> : sin crecimiento
	0.1 M AgNO_3	3 (una por cepa)	<i>S. aureus</i> , <i>P. aeruginosa</i> , <i>E. faecalis</i>	5 diluciones (10^{-1} – 10^{-5}) en duplicado + siembra directa	33	Sin crecimiento en todas las placas

7.8.1 *Staphylococcus aureus* (ATCC 25923)

Tabla 10. Resultados del ensayo de inhibición bacteriana de *Staphylococcus aureus*

Tratamiento	Dilución	Colonias (promedio)	UFC/mL reportado	Reducción log ₁₀ (R) vs 1.8×10 ⁸	% Inhibición
Control positivo	–	TNTC	1.8×10 ⁸	–	–
0.01 M AgNO₃	Sin diluir	247	–	–	–
	10 ⁻¹	34	178	6.00	99.99990 %
	10 ⁻²	3	100	6.26	99.99994 %
	10 ⁻³	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁴	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁵	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
0.1 M AgNO₃	Sin diluir	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻¹	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻²	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻³	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁴	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁵	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %

Resultados del ensayo de inhibición bacteriana de *Staphylococcus aureus* sobre láminas de Ti6Al4V ELI tratadas con electrodeposición química de AgNO₃ (0.01 M y 0.1 M), de acuerdo con la NOM-110-SSA1 y la NOM-092-SSA1. Se muestran los promedios de colonias contadas por dilución seriada (10⁰–10⁻⁵), el cálculo de unidades formadoras de colonias por mililitro (UFC/mL), así como las reducciones logarítmicas (R) e inhibiciones porcentuales relativas al control positivo (TNTC, 1.8×10⁸ UFC/mL). Las filas con 0 colonias fueron procesadas mediante el límite de detección (LOD = 1 UFC/mL), reportándose las reducciones como valores mínimos (≥).

7.8.2 *Pseudomonas aeruginosa* (ATCC 27853)

Tabla 11 . Resultados del ensayo de inhibición bacteriana de Pseudomonas aeruginosa

Tratamiento	Dilución	Colonias (promedio)	UFC/mL reportado	Reducción log ₁₀ (R) vs 1.8×10 ⁸	% Inhibición
Control positivo	–	TNTC	1.8×10 ⁸	–	–
0.01 M AgNO₃	Sin diluir	0	–	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻¹	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻²	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻³	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁴	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁵	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
0.1 M AgNO₃	Sin diluir	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻¹	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻²	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻³	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁴	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁵	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %

Resultados del ensayo de inhibición bacteriana de *Pseudomonas aeruginosa* sobre láminas de Ti6Al4V ELI tratadas con electrodeposición química de AgNO₃ (0.01 M y 0.1 M), de acuerdo con la NOM-110-SSA1 y la NOM-092-SSA1. Se muestran los promedios de colonias contadas por dilución seriada (10⁰–10⁻⁵), el cálculo de unidades formadoras de colonias por mililitro (UFC/mL), así como las reducciones logarítmicas (R) e inhibiciones porcentuales relativas al control positivo (TNTC, 1.8×10⁸ UFC/mL). Las filas con 0 colonias fueron procesadas mediante el límite de detección (LOD = 1 UFC/mL), reportándose las reducciones como valores mínimos (≥).

7.8.3 *Enterococcus faecalis* (ATCC 29212)

Tabla 12 Resultados del ensayo de inhibición bacteriana de *Enterococcus faecalis*

Tratamiento	Dilución	Colonias (promedio)	UFC/mL reportado	Reducción log ₁₀ (R) vs 1.8×10 ⁸	% Inhibición
Control positivo	–	TNTC	1.8×10 ⁸	–	–
0.01 M AgNO₃	Sin diluir	0	–	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻¹	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻²	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻³	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁴	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁵	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
0.1 M AgNO₃	Sin diluir	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻¹	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻²	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻³	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁴	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %
	10 ⁻⁵	0	0	≥8.26	≥99.99999944 %

Resultados del ensayo de inhibición bacteriana de *Enterococcus faecalis* sobre láminas de Ti6Al4V ELI tratadas con electrodeposición química de AgNO₃ (0.01 M y 0.1 M), de acuerdo con la NOM-110-SSA1 y la NOM-092-SSA1. Se muestran los promedios de colonias contadas por dilución seriada (10⁰–10⁻⁵), el cálculo de unidades formadoras de colonias por mililitro (UFC/mL), así como las reducciones logarítmicas (R) e inhibiciones porcentuales relativas al control positivo (TNTC, 1.8×10⁸ UFC/mL). Las filas con 0 colonias fueron procesadas mediante el límite de detección (LOD = 1 UFC/mL), reportándose las reducciones como valores mínimos (≥)



Figura 49 Resultados de inhibición por diluciones de Ti6Al4V tratadas con AgNO₃ por electrodeposición química

Evidencia gráfica de la inhibición bacteriana obtenida en las Tablas 10–12. La figura ilustra la ausencia de crecimiento microbiano en superficies tratadas con 0.1 M AgNO_3 y la reducción parcial en 0.01 M, en contraste con la recuperación observada en los controles.

Los resultados microbiológicos confirman que la electrodeposición de plata sobre Ti6Al4V ELI generó un efecto antimicrobiano claro y dependiente de la concentración. Mientras que las superficies sin tratamiento permitieron la proliferación de las tres cepas de referencia, los recubrimientos obtenidos a partir de 0.01 M AgNO_3 redujeron significativamente la viabilidad, y los tratamientos a 0.1 M lograron inhibir por completo el crecimiento bacteriano en todos los casos. La Figura 49 complementa los datos presentados en las Tablas 10–12 al mostrar de forma gráfica la ausencia de colonias en los recubrimientos de mayor concentración, reforzando la eficacia del proceso de electrodeposición química como estrategia para dotar a la aleación Ti6Al4V de propiedades antimicrobianas. Estos hallazgos validan el potencial de este enfoque en la prevención de infecciones asociadas a implantes, al integrar estabilidad estructural, biocompatibilidad y actividad bactericida en un mismo sistema.

8.- DISCUSIÓN

I. Relación entre la hipótesis y los resultados obtenidos

La hipótesis planteada en este trabajo señalaba que la electrodeposición de nanopartículas de plata sobre Ti6Al4V ELI conferiría propiedades antimicrobianas a la aleación sin comprometer su estabilidad electroquímica ni su integridad estructural. Los resultados obtenidos validan este postulado: las pruebas microbiológicas evidenciaron una inhibición total en concentraciones de 0.1 M AgNO₃, mientras que el análisis por difracción de rayos X (DRX) y espectroscopía de dispersión de energía (EDS) confirmaron la preservación de la matriz bifásica $\alpha+\beta$ de la aleación, junto con la incorporación superficial de plata en fase cúbica centrada en las caras (FCC).

II. Evolución temporal de la corriente y optimización del proceso

Los registros de densidad de corriente revelaron comportamientos distintos entre los tratamientos de 0.01 M y 0.1 M AgNO₃. En la primera condición, la deposición fue estable aunque limitada en términos de masa total de plata; en la segunda, se observaron fluctuaciones marcadas durante los 300 s iniciales, atribuibles a fenómenos difusionales y nucleación heterogénea. La optimización del proceso mediante la reducción del tiempo de electrodeposición a 60 s en la solución 0.1 M permitió estabilizar la respuesta electroquímica y generar una película más uniforme y compacta. No obstante, este ajuste redujo la carga total transferida y, por ende, la cantidad neta de plata depositada. Esta aparente desventaja debe interpretarse como un compromiso favorable: una capa más homogénea, aunque menos masiva, resulta más estable frente a procesos de delaminación y presenta un mejor contacto interfacial con el sustrato, factores cruciales para aplicaciones implantológicas.

III. Integridad cristalográfica y compatibilidad electroquímica

El análisis difractométrico (Figuras 45–48) mostró que en todos los casos se conservaron las fases α (HCP) y β (BCC) propias del Ti6Al4V ELI, sin evidencias de formación de óxidos volumétricos o compuestos intermetálicos secundarios. La incorporación de plata metálica fue confirmada por la aparición de picos característicos en $2\theta \approx 38^\circ$, 44° y 64° , cuya intensidad se correlacionó con la concentración del electrolito y la carga transferida. De forma complementaria, las pruebas de polarización potenciodinámica indicaron que las películas de plata no alteraron el comportamiento pasivo intrínseco del material, manteniéndose densidades de corriente pasiva del orden de 10^{-7} A/cm² en solución de Hank. Esto confirma que el recubrimiento confirió funcionalidad antimicrobiana sin comprometer la resistencia a la corrosión, cumpliendo así uno de los objetivos centrales del estudio.

IV. Relación entre morfología superficial y desempeño antimicrobiano

Las micrografías SEM evidenciaron diferencias claras entre las condiciones de 0.01 M y 0.1 M AgNO_3 . En la primera, se observaron depósitos dispersos con morfología granular, mientras que en la segunda predominó una cobertura más continua y con mayor densidad superficial de partículas. Este patrón se reflejó en la actividad antimicrobiana: a 0.01 M se logró una reducción significativa en los conteos de *S. aureus*, *P. aeruginosa* y *E. faecalis*, aunque sin eliminación completa; a 0.1 M, en cambio, la inhibición fue total. Estos hallazgos sugieren una relación directa entre la densidad superficial de plata metálica y la efectividad bactericida, lo cual concuerda con reportes que señalan que la liberación de iones Ag^+ depende de la cobertura y la continuidad del recubrimiento (M. K. Rai et al., 2012).

V. Evidencia microbiológica y validación de la hipótesis

Las Tablas 10–12 y la Figura 49 demuestran de forma convergente que los recubrimientos electrodepositados en 0.1 M AgNO_3 presentan un efecto bactericida frente a las tres cepas modelo, validando la hipótesis inicial. Es relevante subrayar que *Staphylococcus aureus*, Gram positivo y con elevada capacidad de formar biopelículas, fue totalmente inhibido en las condiciones de mayor concentración, lo cual constituye un hallazgo de relevancia clínica. Asimismo, la inhibición completa de *Pseudomonas aeruginosa* y *Enterococcus faecalis*, organismos con reconocida resistencia intrínseca y relevancia nosocomial, refuerza el potencial del tratamiento como alternativa real frente a la profilaxis antibiótica convencional.

VI. Patrones e implicaciones generales

El análisis integrado de los resultados permite identificar tres patrones principales: (1) la correlación positiva entre la concentración electrolítica y la masa de plata depositada, (2) la relación directa entre la densidad superficial de partículas de Ag y la eficacia antimicrobiana, y (3) la posibilidad de optimizar el proceso reduciendo el tiempo de electrodeposición para privilegiar homogeneidad sobre cantidad de masa. Estos hallazgos son consistentes con los objetivos específicos de la investigación: optimizar la técnica de electrodeposición, caracterizar física y químicamente los recubrimientos, y evaluar su efecto antimicrobiano.

VII. Implicaciones en el contexto de la implantología

Desde una perspectiva implantológica, los resultados sugieren que los recubrimientos de plata obtenidos por electrodeposición en Ti6Al4V ELI pueden reducir significativamente la incidencia de infecciones periimplantarias. Este beneficio se logra sin comprometer las propiedades mecánicas ni electroquímicas del sustrato, y con la ventaja añadida de utilizar un proceso de bajo costo y escalable. La optimización de los parámetros hacia tiempos cortos de deposición en altas concentraciones abre la posibilidad de implementar protocolos reproducibles para la fabricación

de implantes con propiedades antimicrobianas intrínsecas, reduciendo así la dependencia de antibióticos profilácticos y contribuyendo a mitigar la presión selectiva que favorece la resistencia bacteriana.

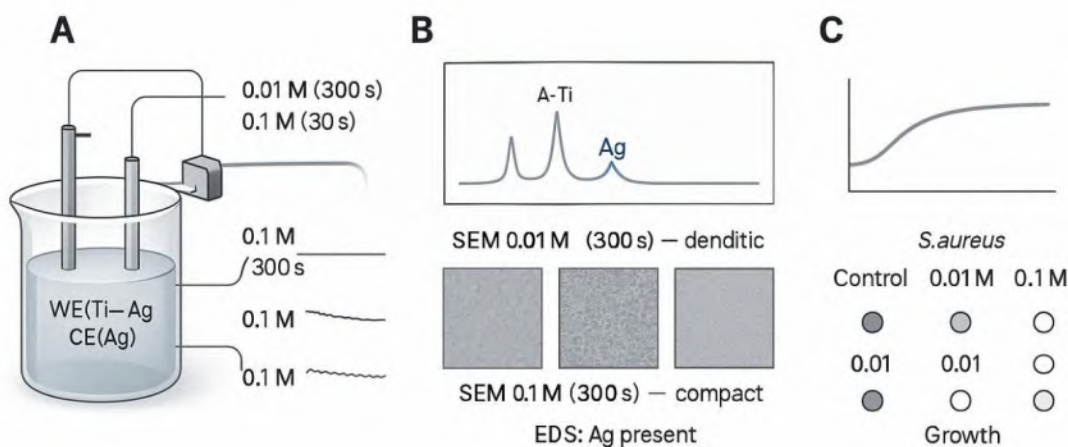


Figura 50 Resumen visual del recubrimiento de plata sobre Ti-6Al-4V ELI.

(A) Proceso y monitorización: 0.01 M (300 s) muestra una corriente estable; 0.1 M (300 s) presenta oscilaciones; la condición optimizada 0.1 M (60 s) estabiliza la señal y produce una película más uniforme (aunque con menor cantidad total de plata). **(B)** Evidencia: la estructura del sustrato se mantiene y se confirma la presencia de plata; la morfología avanza de depósitos granulares (0.01 M) a patrones dendríticos (0.1 M, 300 s) y finalmente a una capa compacta (0.1 M, 60 s). **(C)** Desempeño: el comportamiento pasivo frente a corrosión se preserva; en microbiología (24 h) se observa crecimiento en el control, reducción en 0.01 M y ausencia de crecimiento en 0.1 M para las tres cepas evaluadas.

9.- CONCLUSIONES

- La electrodeposición de plata sobre Ti-6Al-4V ELI es viable y controlable mediante la combinación de la concentración de AgNO_3 y el tiempo de depósito, lo que permite ajustar la respuesta electroquímica y la morfología del recubrimiento.
- La optimización de 0.1 M de 300 s a 60 s estabilizó la corriente y generó películas más homogéneas aun con menor masa depositada, lo que favorece la uniformidad y la reproducibilidad del recubrimiento.
- La estructura cristalina del sustrato se preservó y los difractogramas confirmaron la matriz $\alpha+\beta$ característica de Ti-6Al-4V ELI junto con la presencia de plata metálica (FCC) en las muestras tratadas, sin evidencia de fases secundarias relevantes.
- La evidencia microestructural por SEM/EDS mostró una transición desde depósitos granulares en 0.01 M hasta morfologías dendríticas en 0.1 M a 300 s y una película compacta en 0.1 M a 60 s, con confirmación de plata superficial por EDS.
- El comportamiento frente a corrosión se mantuvo en régimen pasivo en solución fisiológica, lo que indica que los recubrimientos de plata no comprometieron la pasividad intrínseca de la aleación.
- La actividad antimicrobiana dependió de la condición de depósito, con crecimiento en el control, reducción significativa de UFC en 0.01 M e inhibición total del crecimiento detectable en 0.1 M para *S. aureus*, *P. aeruginosa* y *E. faecalis* a 24 h.
- La hipótesis se validó al demostrarse que es posible conferir actividad bactericida a Ti-6Al-4V ELI mediante plata electrodepositada sin afectar su integridad cristalina ni su comportamiento pasivo.
- La ruta de electrodeposición optimizada a 0.1 M y 60 s se perfila como la condición recomendada por ofrecer recubrimientos homogéneos y funcionales con potencial de implementación como estrategia preventiva frente a infecciones asociadas a implantes.

10.- REFERENCIAS

- 1) Ahmed, S., Ahmad, M., Swami, B. L., & Ikram, S. (2016). A review on plants extract mediated synthesis of silver nanoparticles for antimicrobial applications: A green expertise. *Journal of Advanced Research*, 7(1), 17–28. <https://doi.org/10.1016/j.jare.2015.02.007>
- 2) Antimicrobial Resistance Collaborators. (s/f). *Global burden of bacterial antimicrobial resistance in 2019: A systematic analysis—The Lancet*. Recuperado el 27 de julio de 2025, de [https://www.thelancet.com/journals/lancet/article/PIIS0140-6736\(21\)02724-0/fulltext?uid=7a06dafa-b036-b649-db43-73fd5692a143](https://www.thelancet.com/journals/lancet/article/PIIS0140-6736(21)02724-0/fulltext?uid=7a06dafa-b036-b649-db43-73fd5692a143)
- 3) Banerjee, D., & Williams, J. C. (2013). Perspectives on Titanium Science and Technology. *Acta Materialia*, 61(3), 844–879. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.043>
- 4) Berendonk, T. U., Manaia, C. M., Merlin, C., Fatta-Kassinos, D., Cytryn, E., Walsh, F., Bürgmann, H., Sørum, H., Norström, M., Pons, M.-N., Kreuzinger, N., Huovinen, P., Stefani, S., Schwartz, T., Kisand, V., Baquero, F., & Martinez, J. L. (2015). Tackling antibiotic resistance: The environmental framework. *Nature Reviews Microbiology*, 13(5), 310–317. <https://doi.org/10.1038/nrmicro3439>
- 5) Bollenl, C. M. L., Lambrechts, P., & Quirynen, M. (1997). Comparison of surface roughness of oral hard materials to the threshold surface roughness for bacterial plaque retention: A review of the literature. *Dental Materials*, 13(4), 258–269. [https://doi.org/10.1016/S0109-5641\(97\)80038-3](https://doi.org/10.1016/S0109-5641(97)80038-3)
- 6) Borkow, G., & Gabbay, J. (2005). Copper as a Biocidal Tool. *Http://Www.Eurekaselect.Com*. <https://www.eurekaselect.com/article/5876>
- 7) Campoccia, D., Montanaro, L., & Arciola, C. R. (2006). The significance of infection related to orthopedic devices and issues of antibiotic resistance. *Biomaterials*, 27(11), 2331–2339. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2005.11.044>
- 8) Donachie. (2000). *Titanium: A Technical Guide, 2nd Edition—Matthew J. Donachie—Google Libros*. [https://books.google.com.mx/books?hl=es&lr=&id=HgzukknbnGAC&oi=fnd&pg=PR7&dq=Donachie,+M.+J.+\(2000\).+Titanium:+A+Technical+Guide+\(2nd+ed.\).+ASM+International.&ots=K23Xkd9DWH&sig=ptzQj8Kkn72jKnQE_vvVjL0g9to&redir_esc=y#v=](https://books.google.com.mx/books?hl=es&lr=&id=HgzukknbnGAC&oi=fnd&pg=PR7&dq=Donachie,+M.+J.+(2000).+Titanium:+A+Technical+Guide+(2nd+ed.).+ASM+International.&ots=K23Xkd9DWH&sig=ptzQj8Kkn72jKnQE_vvVjL0g9to&redir_esc=y#v=)

onepage&q=Donachie%2C%20M.%20J.%20(2000).%20Titanium%3A%20A%20Technical%20Guide%20(2nd%20ed.).%20ASM%20International.&f=false

- 9) Donlan, R. M. (2001). *Biofilms and Device-Associated Infections—Volume 7, Number 2—April 2001—Emerging Infectious Diseases journal—CDC*.
<https://doi.org/10.3201/eid0702.700277>
- 10) Durdu, S., Yalçın, E., Altinkök, A., & Çavuşoğlu, K. (2023). Characterization and investigation of electrochemical and biological properties of antibacterial silver nanoparticle-deposited TiO₂ nanotube array surfaces. *Scientific Reports*, 13(1), 4699.
<https://doi.org/10.1038/s41598-023-31937-6>
- 11) Flemming, H.-C., & Wingender, J. (2010). The biofilm matrix. *Nature Reviews Microbiology*, 8(9), 623–633. <https://doi.org/10.1038/nrmicro2415>
- 12) Foster, T. J., Geoghegan, J. A., Ganesh, V. K., & Höök, M. (2014). Adhesion, invasion and evasion: The many functions of the surface proteins of *Staphylococcus aureus*. *Nature Reviews Microbiology*, 12(1), 49–62. <https://doi.org/10.1038/nrmicro3161>
- 13) Franci et al. (2015). *Silver Nanoparticles as Potential Antibacterial Agents*.
<https://www.mdpi.com/1420-3049/20/5/8856>
- 14) García, B. (2021). *COMPARACIÓN DE TI6AL4V Y ACERO INOXIDABLE 316 L MEDIANTE TÉCNICAS TERMOELÉCTRICAS PARA APLICACIONES DENTALES*.
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.
- 15) Geetha, M., Singh, A. K., Asokamani, R., & Gogia, A. K. (2009). Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – A review. *Progress in Materials Science*, 54(3), 397–425. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.06.004>
- 16) Gristina, A. G. (1987). Biomaterial-Centered Infection: Microbial Adhesion Versus Tissue Integration. *Science*, 237(4822), 1588–1595. <https://doi.org/10.1126/science.3629258>
- 17) Hanawa, T. (2004). Metal ion release from metal implants. *Materials Science and Engineering: C*, 24(6), 745–752. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2004.08.018>
- 18) Hench, L. L., & Polak, J. M. (2002). Third-Generation Biomedical Materials. *Science*, 295(5557), 1014–1017. <https://doi.org/10.1126/science.1067404>
- 19) Hernando-Amado, S., Coque, T. M., Baquero, F., & Martínez, J. L. (2019). Defining and combating antibiotic resistance from One Health and Global Health perspectives. *Nature Microbiology*, 4(9), 1432–1442. <https://doi.org/10.1038/s41564-019-0503-9>

- 20) Hickok & Shapiro. (2017). *The Impact of Incorporating Antimicrobials into Implant Surfaces*—N.J. Hickok, I.M. Shapiro, A.F. Chen, 2018. <https://journals.sagepub.com/doi/abs/10.1177/0022034517731768>
- 21) Høiby, N., Bjarnsholt, T., Moser, C., Bassi, G. L., Coenye, T., Donelli, G., Hall-Stoodley, L., Holá, V., Imbert, C., Kirketerp-Møller, K., Lebeaux, D., Oliver, A., Ullmann, A. J., & Williams, C. (2015). ESCMID * guideline for the diagnosis and treatment of biofilm infections 2014. *Clinical Microbiology and Infection*, 21, S1–S25. <https://doi.org/10.1016/j.cmi.2014.10.024>
- 22) Høiby, N., Ciofu, O., Johansen, H. K., Song, Z., Moser, C., Jensen, P. Ø., Molin, S., Givskov, M., Tolker-Nielsen, T., & Bjarnsholt, T. (2011). The clinical impact of bacterial biofilms. *International Journal of Oral Science*, 3(2), 55–65. <https://doi.org/10.4248/IJOS11026>
- 23) Irvani, S. (2011). Green synthesis of metal nanoparticles using plants. *Green Chemistry*, 13(10), 2638–2650. <https://doi.org/10.1039/C1GC15386B>
- 24) Kümmerer, K. (2009). Antibiotics in the aquatic environment – A review – Part I. *Chemosphere*, 75(4), 417–434. <https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2008.11.086>
- 25) Larsson, D. G. J., & Flach, C.-F. (2022). Antibiotic resistance in the environment. *Nature Reviews Microbiology*, 20(5), 257–269. <https://doi.org/10.1038/s41579-021-00649-x>
- 26) Lemos. (2019). *The Biology of Streptococcus mutans | Microbiology Spectrum*. <https://journals.asm.org/doi/full/10.1128/microbiolspec.gpp3-0051-2018>
- 27) Leyens, G., & Peters, G. (2003). Beta Titanium Alloys. En *Titanium and Titanium Alloys* (pp. 37–57). John Wiley & Sons, Ltd. <https://doi.org/10.1002/3527602119.ch2>
- 28) Liao et al. (2019). *Bactericidal and Cytotoxic Properties of Silver Nanoparticles*. <https://www.mdpi.com/1422-0067/20/2/449>
- 29) Long, M., & Rack, H. J. (1998). Titanium alloys in total joint replacement—A materials science perspective. *Biomaterials*, 19(18), 1621–1639. [https://doi.org/10.1016/S0142-9612\(97\)00146-4](https://doi.org/10.1016/S0142-9612(97)00146-4)
- 30) Love, R. M. (2001). Enterococcus faecalis— a mechanism for its role in endodontic failure. *International Endodontic Journal*, 34(5), 399–405. <https://doi.org/10.1046/j.1365-2591.2001.00437.x>

- 31) Marambio-Jones, C., & Hoek, E. M. V. (2010). A review of the antibacterial effects of silver nanomaterials and potential implications for human health and the environment. *Journal of Nanoparticle Research*, 12(5), 1531–1551. <https://doi.org/10.1007/s11051-010-9900-y>
- 32) Mombelli, A., & Décaillet, F. (2011). The characteristics of biofilms in peri-implant disease. *Journal of Clinical Periodontology*, 38(s11), 203–213. <https://doi.org/10.1111/j.1600-051X.2010.01666.x>
- 33) Morones, J. R., Elechiguerra, J. L., Camacho, A., Holt, K., Kouri, J. B., Ramírez, J. T., & Yacaman, M. J. (2005). The bactericidal effect of silver nanoparticles. *Nanotechnology*, 16(10), 2346. <https://doi.org/10.1088/0957-4484/16/10/059>
- 34) Niinomi, M. (2003). Recent research and development in titanium alloys for biomedical applications and healthcare goods. *Science and Technology of Advanced Materials*, 4(5), 445. <https://doi.org/10.1016/j.stam.2003.09.002>
- 35) O'Brien, F. J. (2011). Biomaterials & scaffolds for tissue engineering. *Materials Today*, 14(3), 88–95. [https://doi.org/10.1016/S1369-7021\(11\)70058-X](https://doi.org/10.1016/S1369-7021(11)70058-X)
- 36) One Health Trust. (2025). *ResistanceMap—Antibiotic Use*. Antibiotic Use. <https://resistancemap.onehealthtrust.org/>
- 37) Pal et al. (2007). *Does the Antibacterial Activity of Silver Nanoparticles Depend on the Shape of the Nanoparticle? A Study of the Gram-Negative Bacterium Escherichia coli | Applied and Environmental Microbiology*. <https://journals.asm.org/doi/full/10.1128/aem.02218-06>
- 38) Panáček, A., Kvítek, L., Smékalová, M., Večeřová, R., Kolář, M., Röderová, M., Dyčka, F., Šebela, M., Prucek, R., Tomanec, O., & Zbořil, R. (2018). Bacterial resistance to silver nanoparticles and how to overcome it. *Nature Nanotechnology*, 13(1), 65–71. <https://doi.org/10.1038/s41565-017-0013-y>
- 39) Průchová, E., Kosová, M., Jarolímová, P., Joska, L., & Hybášek, V. (2018). Ti6Al4V Nanotubes Filled with Silver Nanoparticles as a Possible Antibacterial Surface for Implants. *Manufacturing Technology*, 18(3), 477–481. <https://doi.org/10.21062/ujep/124.2018/a/1213-2489/MT/18/3/477>

- 40) Rai, M. K., Deshmukh, S. D., Ingle, A. P., & Gade, A. K. (2012). Silver nanoparticles: The powerful nanoweapon against multidrug-resistant bacteria. *Journal of Applied Microbiology*, 112(5), 841–852. <https://doi.org/10.1111/j.1365-2672.2012.05253.x>
- 41) Rai, M., Yadav, A., & Gade, A. (2009). Silver nanoparticles as a new generation of antimicrobials. *Biotechnology Advances*, 27(1), 76–83. <https://doi.org/10.1016/j.biotechadv.2008.09.002>
- 42) Rasamiravaka, T., Labtani, Q., Duez, P., & El Jaziri, M. (2015). The Formation of Biofilms by *Pseudomonas aeruginosa*: A Review of the Natural and Synthetic Compounds Interfering with Control Mechanisms. *BioMed Research International*, 2015(1), 759348. <https://doi.org/10.1155/2015/759348>
- 43) Ratner, B. D., Hoffman, A. S., Schoen, F. J., & Lemons, J. E. (2004). *Biomaterials Science, Second Edition: An Introduction to Materials in Medicine*. Academic Press.
- 44) Schwarz, F., Derks, J., Monje, A., & Wang, H.-L. (2018). Peri-implantitis. *Journal of Clinical Periodontology*, 45(S20), S246–S266. <https://doi.org/10.1111/jcpe.12954>
- 45) Stuart, C. H., Schwartz, S. A., Beeson, T. J., & Owatz, C. B. (2006). *Enterococcus faecalis*: Its Role in Root Canal Treatment Failure and Current Concepts in Retreatment. *Journal of Endodontics*, 32(2), 93–98. <https://doi.org/10.1016/j.joen.2005.10.049>
- 46) Subramani, K., Jung, R. E., Molenberg, A., & Hämmerle, C. H. F. (2009). *Biofilm on Dental Implants: A Review of the Literature*.
- 47) Teughels, W., Van Assche, N., Sliepen, I., & Quirynen, M. (2006). Effect of material characteristics and/or surface topography on biofilm development. *Clinical Oral Implants Research*, 17(S2), 68–81. <https://doi.org/10.1111/j.1600-0501.2006.01353.x>
- 48) Thakur, A., Kumar, A., Kaya, S., Marzouki, R., Zhang, F., & Guo, L. (2022). Recent Advancements in Surface Modification, Characterization and Functionalization for Enhancing the Biocompatibility and Corrosion Resistance of Biomedical Implants. *Coatings*, 12(10), Article 10. <https://doi.org/10.3390/coatings12101459>
- 49) Williams, D. F. (2009). On the nature of biomaterials. *Biomaterials*, 30(30), 5897–5909. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2009.07.027>
- 50) World Health Organization. (2015). Global action plan on antimicrobial resistance. *En Global action plan on antimicrobial resistance*. <https://iris.who.int/handle/10665/193736>

- 51) Zhao. (2009). *Antibacterial coatings on titanium implants—Zhao—2009—Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials—Wiley Online Library*.
<https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/jbm.b.31463>
- 52) Zimmerli, W., & Sendi, P. (2017). Orthopaedic biofilm infections. *APMIS*, 125(4), 353–364. <https://doi.org/10.1111/apm.12687>
- 53) Zimmerli, W., Trampuz, A., & Ochsner, P. E. (2004). Prosthetic-Joint Infections. *New England Journal of Medicine*, 351(16), 1645–1654.
<https://doi.org/10.1056/NEJMra040181>

Osmar Alfonso Farías Valle

Evaluación de recubrimientos de nanopartículas de plata electrodepositadas sobre alcaciones Ti-6Al-4V ELI caracteriz...

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:500984837

Fecha de entrega

19 sep 2025, 2:09 p.m. GMT-6

Fecha de descarga

19 sep 2025, 2:14 p.m. GMT-6

Nombre del archivo

Evaluación de recubrimientos de nanopartículas de plata electrodepositadas sobre alcaciones Ti-....pdf

Tamaño del archivo

12.1 MB

106 páginas

24.799 palabras

142.195 caracteres

18% Similitud general

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para ca...

Fuentes principales

- 17%  Fuentes de Internet
- 13%  Publicaciones
- 0%  Trabajos entregados (trabajos del estudiante)

Marcas de integridad

N.º de alerta de integridad para revisión



Caracteres reemplazados

32 caracteres sospechosos en N.º de páginas

Las letras son intercambiadas por caracteres similares de otro alfabeto.

Los algoritmos de nuestro sistema analizan un documento en profundidad para buscar inconsistencias que permitirían distinguirlo de una entrega normal. Si advertimos algo extraño, lo marcamos como una alerta para que pueda revisarlo.

Una marca de alerta no es necesariamente un indicador de problemas. Sin embargo, recomendamos que preste atención y la revise.

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



A quien corresponda,

Por este medio, quien abajo firma, bajo protesta de decir verdad, declara lo siguiente:

- Que presenta para revisión de originalidad el manuscrito cuyos detalles se especifican abajo.
- Que todas las fuentes consultadas para la elaboración del manuscrito están debidamente identificadas dentro del cuerpo del texto, e incluidas en la lista de referencias.
- Que, en caso de haber usado un sistema de inteligencia artificial, en cualquier etapa del desarrollo de su trabajo, lo ha especificado en la tabla que se encuentra en este documento.
- Que conoce la normativa de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, en particular los Incisos IX y XII del artículo 85, y los artículos 88 y 101 del Estatuto Universitario de la UMSNH, además del transitorio tercero del Reglamento General para los Estudios de Posgrado de la UMSNH.

Datos del manuscrito que se presenta a revisión

Programa educativo	Maestría en Ciencias en Ingeniería Ambiental	
Título del trabajo	"Evaluación de recubrimientos de nanopartículas de plata electrodepositadas sobre aleaciones Ti-6Al-4V ELI: caracterización fisicoquímica, resistencia a la corrosión y actividad antimicrobiana."	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	Osmar Alfonso Farías Valle	1824480c@umich.mx
Director	Roberto Guerra González	roberto.guerra@umich.mx
Codirector	Sandra Edith López Castañeda	sandra.lopez@umich.mx
Coordinador del programa	Salomón Ramiro Vásquez García	salomon.vasquez@umich.mx

Uso de Inteligencia Artificial

Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Asistencia en la redacción	Sí	Apoyo limitado a revisión ortográfica, detección de palabras repetidas y corrección básica de estilo.

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Traducción al español	No	
Traducción a otra lengua	No	
Revisión y corrección de estilo	Sí	Ajustes menores en redacción para mayor claridad y coherencia, sin modificación de ideas centrales.
Análisis de datos	Sí	Verificación puntual de cálculos estadísticos previamente obtenidos en software especializado.
Búsqueda y organización de información	No	
Formateo de las referencias bibliográficas	No	
Generación de contenido multimedia	Sí	Elaboración de esquemas y figuras de apoyo únicamente para fines ilustrativos de la tesis.
Otro		

Datos del solicitante	
Nombre y firma	Osmar Alfonso Farías Valle 
Lugar y fecha	Morelia, Michoacán a 17 de septiembre de 2025