

Instituto Tecnológico de Costa Rica
Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales

Desarrollo y caracterización de aleación Ti-35Nb-10Mg obtenida
mediante métodos pulvimetalúrgicos para posibles aplicaciones
biomédicas

**Proyecto Final de Graduación para optar por el título de Ingeniero en Materiales
con el grado académico de Licenciatura**

Realizado por: Jeremy Garita Vega

Profesor guía: Dr. Benito A. Stradi Granados
Profesor lector: Lic. Roberto Fernández Chaves
Profesor lector: M. Sc. Alfredo Rodríguez Rojas
Asesor Industrial: Dr. Vicente Amigó Borrás

Cartago, Costa Rica

Mayo, 2025



RESUMEN

Garita, Jeremy. Mayo, 2025. Desarrollo y caracterización de aleación Ti-35Nb-10Mg obtenida mediante métodos pulvimetalúrgicos para posibles aplicaciones biomédicas, Instituto Tecnológico de Costa Rica. Profesor Asesor: Dr. Benito A. Stradi Granados.

El presente estudio, desarrollado en el Laboratorio de Pulvimetalurgia de la Universitat Politècnica de València, tuvo como objetivo evaluar la viabilidad de la aleación Ti-35Nb-10Mg para aplicaciones médicas. Se emplearon polvos de Ti, Nb y Mg en proporción 55–35–10 % en peso, mezclados y compactados a 1 000 MPa, seguidos de un sinterizado escalonado en atmósfera de argón. Las probetas se caracterizaron geométricamente (método de Arquímedes, resonancia acústica), mecánicamente (flexión, compresión, micropunzonado) y microestructuralmente (DRX, microscopía óptica y SEM). La resistencia a la corrosión se determinó mediante curvas de polarización y espectros de impedancia en SBF a 37 °C. La aleación alcanzó densidades relativas del 90–94 % y contracciones volumétricas ≈ 6 %. En flexión, $\sigma_{\max} = 676$ MPa, $\sigma_{0,2} = 498$ MPa, $E = 37$ GPa y tenacidad específica 65 kJ m^{-2} ; en compresión, $\sigma_{\max} = 491$ MPa, $\sigma_{0,2} = 347$ MPa, $E = 45$ GPa. El micropunzonado arrojó $\sigma_{0,2}$ de 190 – 615 MPa y tenacidades de 126 – 291 kJ m^{-2} . El DRX confirmó fase β monofásica; la microscopía reveló poros jerárquicos y un mecanismo dúctil de fractura por coalescencia de microvoids. Electroquímicamente, presentó potencial de corrosión ≈ 0 V y tasa elevada ($\sim 10 \text{ mm a}^{-1}$) por la red de poros abiertos. Ti-35Nb-10Mg combina rigidez reducida, alta resistencia y ductilidad, pero requiere mejorar su resistencia a la corrosión mediante optimización del sinterizado o recubrimientos superficiales para su uso en implantes.

Palabras clave:

Ti-35Nb-10Mg, pulvimetalurgia, porosidad, propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión, fase β -Ti, SEM, microestructura, aleación β .

ABSTRACT

Garita, Jeremy. May, 2025. Development and characterization of Ti-35Nb-10Mg alloy produced by powder metallurgy methods for potential biomedical applications, Costa Rica Institute of Technology. Advisor: Dr. Benito A. Stradi Granados.

This study, conducted at the Powder Metallurgy Laboratory of the Universitat Politècnica de València, aimed to assess the viability of the Ti-35Nb-10Mg alloy for medical applications. Powders of Ti, Nb, and Mg (55–35–10 wt %) were mixed, compacted at 1 000 MPa, and subjected to a stepped sintering cycle in an argon atmosphere. Specimens were characterized geometrically (Archimedes method, acoustic resonance), mechanically (bending, compression, small punch), and microstructurally (XRD, optical microscopy, SEM). Corrosion resistance was evaluated via polarization curves and impedance spectra in SBF at 37 °C. The alloy achieved relative densities of 90–94 % and volumetric shrinkage of ≈ 6 %. In bending tests, σ_{\max} reached 676 MPa, $\sigma_{0.2}$ was 498 MPa, E was 37 GPa, and specific toughness was 65 kJ m⁻²; in compression, σ_{\max} was 491 MPa, $\sigma_{0.2}$ was 347 MPa, and E was 45 GPa. Small punch tests yielded $\sigma_{0.2}$ values of 190 – 615 MPa and toughness of 126 – 291 kJ m⁻². XRD confirmed a single-phase β structure; microscopy revealed hierarchical porosity and a ductile fracture mechanism by microvoid coalescence. Electrochemically, the alloy exhibited an open-circuit potential near 0 V and a high corrosion rate (~ 10 mm a⁻¹) due to interconnected porosity. Ti-35Nb-10Mg combines reduced stiffness, high strength, and ductility, but its corrosion resistance must be enhanced through sintering optimization or surface coatings for implant use.

Keywords:

Ti-35Nb-10Mg, powder metallurgy, porosity, mechanical properties, corrosion resistance, β -Ti phase, SEM, microstructure, β alloy.

ACTA DE ENTREGA DEL INFORME FINAL DEL PROYECTO FINAL DE GRADUACIÓN

Se certifica que se ha recibido el Informe Final del proyecto final de graduación, realizada por el estudiante Jeremy Garita Vega, carné 2019185060, la cual se titula Desarrollo y caracterización de aleación Ti-35Nb-10Mg obtenida mediante métodos pulvimetalúrgicos para posibles aplicaciones biomédicas y que se realizó en la Universidad Politécnica de Valencia, España en el I Semestre de 2025.

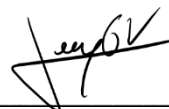
El Proyecto Final de Graduación es un requisito académico del Programa de Licenciatura en Ingeniería en Materiales de la Escuela en Ciencia e Ingeniería en Materiales del Instituto Tecnológico de Costa Rica.

Este documento ha sido declarado:

Público

Confidencial

Dr. Benito A. Stradi Granados
Profesor Guía



Jeremy Garita Vega
Estudiante

M. Sc. Alfredo Rodríguez Rojas
Profesor Lector

Lic. Roberto Fernández Chaves
Profesor Lector

M. Sc. Ricardo Esquivel Isern
Director Escuela de Ciencia
e Ingeniería de los Materiales

CONSTANCIA DE DEFENSA PUBLICA DEL PROYECTO FINAL DE GRADUACIÓN

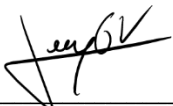
El presente Proyecto Final de Graduación titulado “Desarrollo y caracterización de una aleación Ti-35Nb-10Mg obtenida por métodos pulvimetalúrgicos para posibles aplicaciones biomédicas” y realizado en la Universidad Politécnica de Valencia, durante el I Semestre de 2025, ha sido defendido, ante el Tribunal Examinador integrado por los profesores Dr. Benito A. Stradi, Lic. Roberto Fernández Chaves y M. Sc. Alfredo Rodríguez Rojas, como requisito para optar al grado de Licenciatura en Ingeniería en Materiales de la Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales, del Instituto Tecnológico de Costa Rica.

Este documento y su defensa han sido declarados:

Público

Confidencial

Dr. Benito A. Stradi Granados
Profesor Guía



Jeremy Garita Vega
Estudiante

M. Sc. Alfredo Rodríguez Rojas
Profesor Lector

Lic. Roberto Fernández Chaves
Profesor Lector

M. Sc. Ricardo Esquivel Isern
Director Escuela de Ciencia e Ingeniería de los Materiales

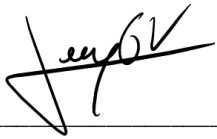
CARTA DE ENTENDIMIENTO

Señores

Instituto Tecnológico de Costa Rica

Biblioteca José Figueres Ferrer

Yo Jeremy Garita Vega carné 2019185060 autorizo (X) a la Biblioteca José Figueres del Instituto Tecnológico de Costa Rica disponer del Trabajo Final realizado por mi persona, con el título “Desarrollo y caracterización de una aleación Ti-35Nb10Mg obtenida por métodos pulvimetalúrgicos para posibles aplicaciones biomédicas” para ser ubicado en el Repositorio Institucional y Catálogo SIBITEC para ser accesado a través de la red Internet.



Firma de estudiante

Cédula 305310047

AGRADECIMIENTO

Quiero dejar patente mi agradecimiento a todas las personas que de una u otra forma colaboraron con la realización de mi Proyecto Final de Graduación. Mi agradecimiento al Dr. Vicente Amigó Borrás director y coordinador del laboratorio de pulvimetalurgia de la Universidad Politécnica de Valencia y demás compañeros del laboratorio por su apoyo y ayuda.

A todas esas personas, mi eterno agradecimiento.

DEDICATORIA

*A mi familia, por el apoyo y
compañía en todos estos años
de sacrificio y aprendizaje. A
mi hija Isabella, por darme
razones para seguir adelante
y mejorar día con día.*

*“Toda aleación cuenta una historia,
lo importante es saber leerla.”*

Anónimo

*“No hay caminos cortos hacia
lugares que valen la pena.”*

Beverly Sills

*“Hay caminos que toman
más tiempo, pero también
enseñan más de lo esperado.”*

Anónimo

ÍNDICE GENERAL

i.	Resumen-----	2
ii.	Acta de entrega del informe final de la práctica dirigida-----	4
iii.	Constancia de defensa publica del proyecto final de graduación -----	5
iv.	Carta de entendimiento-----	6
v.	Agradecimiento -----	7
vi.	Dedicatoria-----	8
vii.	Epígrafes -----	9
I.	Introducción -----	14
A.	Identificación de la empresa-----	14
B.	Justificación del estudio-----	14
C.	Impacto social y ambiental -----	15
D.	Objetivos del proyecto -----	15
E.	Alcances y limitaciones-----	16
II.	Marco teórico-----	17
II.1.	Contextualización -----	17
II.2.	Aleaciones de titanio en dispositivos médicos -----	17
II.3.	Pulvimetalurgia como técnica de fabricación -----	23
II.4.	Incorporación de Mg y Nb en aleaciones de beta titanio -----	24
II.5.	Corrosión en aleaciones tradicionales de Ti-----	25
II.6.	Propiedades mecánicas de aleaciones de Ti comparables con Ti-35Nb-10Mg -----	27
II.7.	Desafíos y Oportunidades-----	29
III.	Metodología -----	30
III.1.	Fabricación de la aleación Ti-35Nb-10Mg -----	30
III.2.	Caracterización de probetas-----	31
III.3.	Ensayos mecánicos-----	32
III.3.1.	Ensayo de flexión -----	32
III.3.2.	Ensayo de Micropunzonado -----	33
III.3.3.	Ensayo de compresión-----	35
III.4.	Técnicas de caracterización estructural -----	36
III.4.1.	Difracción de Rayos X (DRX o XRD) -----	36

III.4.2. Microscopía Óptica en Estado de Pulido -----	36
III.4.3. Microscopía Óptica Tras Ataque Químico con Reactivo de Kroll-----	37
III.4.4. Microscopía electrónica de barrido (SEM)-----	37
III.5. Técnicas de caracterización de corrosión -----	37
III.5.1. Prueba de liberación de iones -----	38
III.5.2. Ensayo de corrosión -----	38
IV. Resultados y Análisis-----	40
IV.1. Fabricación de la aleación -----	40
IV.1.1 Muestras en estado verde-----	40
IV.1.2. Compactación a 1000 MPa-----	42
IV.1.3. Caracterización geométrica y densidades -----	45
IV.2. Ensayos propiedades mecánicas -----	47
IV.2.1. Ensayo de flexión-----	47
IV.2.2. Ensayo de compresión -----	50
IV.2.3. Ensayo de micropunzonado -----	53
IV.3. Caracterización microestructural -----	55
IV.3.1. Difracción de rayos x-----	55
IV.3.2. Microscopía óptica en estado de pulido -----	56
IV.3.4. Microscopía electrónica de barrido (SEM) -----	63
IV.4. Caracterización de corrosión -----	69
V. Conclusiones-----	73
VI. Bibliografía -----	75
VII. Anexos-----	81

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Comparación de propiedades mecánicas de las distintas aleaciones con el hueso humano. (Pesode & Barve, 2023).....	21
Tabla 2. Aspectos electroquímicos de algunas aleaciones de titanio comparables con la experimental Ti35Nb10Mg.	27
Tabla 3. Propiedades mecánicas según aleación y proceso de fabricación.	28
Tabla 4. Dimensiones de las muestras utilizadas en ensayo de micropunzonado.	34
Tabla 5. Dimensiones de las muestras usadas en ensayo de compresión.	35
Tabla 6. Dimensiones de probetas rectangulares fabricadas.	40
Tabla 7. Caracterización geométrica de probetas rectangulares.....	40
Tabla 8. Porcentajes y peso atómicos de la aleación fabricada.	41
Tabla 9. Cálculo de densidades y porosidades post compactación.	43
Tabla 10. Dimensiones antes y después del proceso de sinterizado.....	44
Tabla 11. Cálculo de porcentaje de contracción posterior al sinterizado.	44
Tabla 12. Mediciones tras realizar Arquímedes de las 7 probetas.	45
Tabla 13. Cálculo de densidades y % de poro abierto y cerrado.....	46
Tabla 14. Determinación de módulo elástico por Sonelastic.	47
Tabla 15. Tabla resumen de principales resultados del ensayo de flexión Ti35Nb10Mg....	48
Tabla 16. Resultados principales del ensayo de compresión.....	51
Tabla 17. Fuerza a 0.2 mm de desplazamiento y esfuerzo de cedencia $\sigma_{0.2}$ obtenidos en el ensayo de micropunzonado.	53
Tabla 18. Tenacidad normalizada por la sección del punzón (0,785 mm ²).....	54
Tabla 19. Resultados liberación de iones	72

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Categorías de elementos estabilizadores en las aleaciones de Ti. (Darwish et al., 2024).....	19
Figura 2. Tensión vs porcentaje de deformación tras realizar ensayo de flexión a tres muestras.....	49
Figura 3. Tensión vs % de deformación tras realizar ensayo de compresión a tres muestras.	51
Figura 4. Gráfica fuerza (N) vs desplazamiento (mm) de micropunzonado en 3 muestras. 53	
Figura 5. Difractograma de muestra Ti-35Nb-10Mg.	55
Figura 6. Microscopía óptica Ti35Nb10Mg a 5x.	57
Figura 7. Microscopía óptica Ti35Nb10Mg a 10x.	58
Figura 8. Microscopía óptica Ti35Nb10Mg a 20x.	59
Figura 9. Microscopía óptica tras ataque con reactivo de Kroll a 5x (superior) y 10x (inferior) escala 200 μm y 100 μm respectivamente.....	60
Figura 10. Microscopía óptica tras ataque con reactivo de Kroll a 20x (superior) y 50x (inferior) escala 100 μm y 20 μm respectivamente.....	62
Figura 11. SEM a 36x (superior) y 100 x (inferior)	63
Figura 12. SEM a 250x (superior) y 500 x (inferior)	65
Figura 13. SEM a 50 x de muestra fracturada.	66
Figura 14. SEM a 250x de muestra fracturada.	67
Figura 15. SEM a 500x de muestra fracturada.	67
Figura 16. SEM a 1500x de muestra fracturada.	68
Figura 17. Curva de polarización LSV de Ti35Nb10Mg.	69
Figura 18. Ajuste de Tafel de curva LSV.....	70
Figura 19. Diagrama Bode aleación Ti3Nb10Mg.	71

I. Introducción

A. Identificación de la empresa

Este proyecto se realiza en el Laboratorio de Pulvimetalurgia del Instituto Universitario de Investigación en Tecnología de Materiales de la Universidad Politécnica de Valencia. En el año 2005 se creó el Centro de Investigación de Tecnología de Materiales en esta universidad, y en 2023 este centro fue reconocido como un referente en I+D+i dentro de la Comunidad Valenciana, logrando su consolidación como Instituto Universitario de Investigación en Tecnología de Materiales (IUTM) (IUTM, s.f.). El laboratorio de Pulvimetalurgia como área dentro del IUTM, está orientado al procesamiento de polvos metálicos desde su preparación hasta el análisis de las propiedades físicas y microestructurales. El laboratorio tiene como objetivo principal impulsar y desarrollar una investigación aplicada y de alta calidad en el campo de la Ciencia e Ingeniería de los Materiales. Su labor se desarrolla con el propósito de ofrecer soluciones innovadoras y facilitar la transferencia de conocimiento al sector industrial tanto a nivel nacional como internacional.

B. Justificación del estudio

En el marco de la creciente demanda de materiales biomédicos que sean biocompatibles y promuevan la osteointegración en aplicaciones médicas, se ha emprendido el estudio de la aleación experimental Ti-35Nb-10Mg. Al incorporar magnesio, la aleación presenta características que podrían mejorar la integración ósea. Sin embargo, la inclusión de este elemento plantea desafíos significativos, como la susceptibilidad a la corrosión en ambientes biológicos y el posible deterioro de las propiedades mecánicas (resistencia y ductilidad) debido a la porosidad estructural inducida por este elemento Mg. Estos factores son especialmente críticos en aplicaciones de alta carga, donde el equilibrio entre resistencia mecánica, biocompatibilidad y durabilidad es esencial para garantizar el rendimiento de los dispositivos biomédicos. Este proyecto apunta a caracterizar la aleación Ti-35Nb-10Mg para la industria de dispositivos médicos.

C. Impacto social y ambiental

El desarrollo y caracterización de nuevas aleaciones de titanio con aplicaciones biomédicas contribuye directamente a la mejora de la calidad de vida de los pacientes. El uso de aleaciones con mejores propiedades mecánicas, mayor biocompatibilidad y capacidad de osteointegración favorecen la fabricación de implantes más seguros, duraderos y adaptados a las necesidades del paciente. Lo que resulta en una reducción del riesgo de complicaciones postoperatorias y una mayor eficiencia de los tratamientos médicos.

El impacto ambiental del proyecto también resulta relevante. El procesamiento de materiales mediante técnicas de pulvimetalurgia, permite una mayor eficiencia en el uso de materias primas, ya que se trata de un método de fabricación que genera escasos residuos y reduce el consumo energético en comparación con otros procesos convencionales de mecanizado. El uso de magnesio metálico como elemento aleante, que se disuelve progresivamente en el medio fisiológico, ofrece una ventaja adicional desde el punto de vista ecológico, al tratarse de un elemento biodegradable y no tóxico. Este proyecto se enmarca en una línea de investigación orientada a generar soluciones sostenibles e innovadoras que aporten valor tanto al sector industrial como a la sociedad, alineándose con los principios la eficiencia de recursos y la mejora del bienestar humano.

D. Objetivos del proyecto

Objetivo general

- Analizar la aleación Ti-35Nb-10Mg para determinar su viabilidad como material para dispositivos médicos.

Objetivos específicos

- Producir una aleación Ti-35Nb-10Mg obtenida por pulvimetalurgia; compactación y sinterización.
- Determinar las propiedades mecánicas de la aleación Ti-35Nb-10Mg a través de ensayos de flexión, compresión y micropunzonado, cuantificando el módulo elástico y su resistencia bajo diferentes condiciones de carga.

- Caracterizar la microestructura de la aleación Ti-35Nb-10Mg utilizando técnicas como difracción de rayos x, microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, identificando la distribución de fases y la presencia de porosidad.
- Caracterizar la resistencia a la corrosión electroquímica de la aleación desarrollada.

E. Alcances y limitaciones

Los alcances de esta investigación se identifican como:

- Obtención de una aleación Ti-35Nb-10Mg gracias a métodos pulvimetalúrgicos y procesos de compactación y sinterizado.
- Caracterización microestructural de las muestras obtenidas, utilizando técnicas como la microscopía óptica, electrónica de barrido (SEM) y la difracción de rayos X (XRD), para analizar la estructura y composición de la aleación.
- Ensayos mecánicos para determinar propiedades como la resistencia a la compresión, esfuerzo de cedencia y módulo elástico, con el fin de evaluar la aptitud de la aleación para su uso en dispositivos médicos.
- Evaluación de la resistencia a la corrosión en condiciones fisiológicas, utilizando técnicas como la liberación de iones y ensayos para obtener curvas potencioestáticas.

En cuanto a limitaciones, se identifican algunas que puedan influir en la ejecución y obtención de resultados. Primero, el tiempo de ejecución limitado. La duración del proyecto está determinada por el calendario académico, lo que puede limitar la posibilidad de realizar más pruebas o de extender el estudio a otros parámetros adicionales, como la fatiga mecánica o ensayos a largo plazo. Segundo, la variabilidad en las muestras. A pesar de los esfuerzos por obtener un proceso de fabricación replicable, la variabilidad en la composición de las aleaciones y las condiciones de sinterización pueden influir en los resultados obtenidos. Tercero, la evaluación limitada a condiciones estándar. Los ensayos de resistencia a la corrosión se llevarán a cabo bajo condiciones simuladas que representan un entorno fisiológico básico, pero no se contemplan variaciones específicas de la biología individual, como la influencia de enfermedades o tratamientos médicos, lo cual puede influir en el comportamiento del material en aplicaciones clínicas reales.

II. Marco teórico

II.1. Contextualización

La creciente demanda de implantes médicos con mejor rendimiento biomecánico, mayor biocompatibilidad y alta resistencia a la corrosión ha impulsado la búsqueda de nuevos materiales que optimicen la interacción con el entorno fisiológico del cuerpo humano. Entre estos materiales, las aleaciones de titanio han demostrado ser una de las opciones más prometedoras debido a su excelente combinación de propiedades mecánicas y biológicas (Li *et al.*, 2014).

En comparación con el hueso humano, las aleaciones tradicionales como el Ti-6Al-4V presentan desventajas, entre ellas, un módulo elástico relativamente alto que provoca el efecto de apantallamiento de tensiones, conocido como “*stress shielding*”. Este efecto puede conducir a una reabsorción ósea y falla prematura del implante (Colombo *et al.*, 2021). Otra desventaja es la liberación de iones de aluminio y vanadio, que pueden inducir respuestas inflamatorias y efectos citotóxicos a largo plazo (Prasad *et al.*, 2017). La presencia de aluminio incluso incrementa el potencial de desarrollar Alzheimer, especialmente en implantes de larga duración (Mohammed *et al.*, 2014).

Las aleaciones beta de titanio, han surgido como una alternativa a las aleaciones convencionales, que son alfa o alfa + beta. Estas formulaciones reducen el riesgo de toxicidad y presentan un módulo de elasticidad más bajo, lo que minimiza la discrepancia mecánica entre el implante y el hueso circundante. (Mohammed *et al.*, 2014). La adaptabilidad mecánica de estas aleaciones es crucial para mejorar la integración del implante y reducir el riesgo de fallas por fatiga o aflojamiento (Kaur & Singh, 2019).

II.2. Aleaciones de titanio en dispositivos médicos

El titanio tiene una densidad baja de aproximadamente 4.5 g/cm^3 , lo que lo hace ideal para aplicaciones donde se requiere una reducción de peso, como en implantes médicos. Exhibe un alto punto de fusión de $1668 \text{ }^\circ\text{C}$, lo que le permite soportar altas temperaturas durante los procesos de fabricación sin perder su integridad estructural. (Marin & Lanzutti, 2024). Tiene un coeficiente de expansión térmico bajo, lo que contribuye a la estabilidad dimensional, especialmente importante en dispositivos médicos de precisión. (Zhang, 2023)

El titanio es resistente a la corrosión, lo que le permite mantenerse estable durante períodos prolongados en ambientes biológicos, como la sangre y otros líquidos corporales (Walaa *et al.*, 2024).

El titanio experimenta una transformación de fase de una estructura cristalina hexagonal compacta (HCP) a una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC) en función de la temperatura. A temperatura ambiente, el titanio comercialmente puro se encuentra principalmente en la fase α , que tiene una disposición HCP. Al aumentar la temperatura por encima de los 882 °C, se transforma en la fase β , caracterizada por una disposición BCC. Esta transición provoca que el material tenga mayor ductilidad y resistencia a la tracción (Prakash & Devaraj, 2018).

Las aleaciones α Ti, como el titanio puro, tienen una excelente resistencia a la corrosión y biocompatibilidad, utilizadas en implantes y componentes protésicos no sometidos a alta carga (Prakash & Devaraj, 2018). Las aleaciones $\alpha+\beta$, como el Ti-6Al-4V, son empleadas en componentes ortopédicos y herramientas quirúrgicas por su equilibrio entre resistencia y ductilidad. Por otro lado, las aleaciones β de titanio, caracterizadas por una estructura más flexible, se utilizan en aplicaciones donde se reduce la rigidez del implante y se mejora la integración con el hueso, gracias a su bajo módulo elástico, reduciendo el riesgo de apantallamiento de tensiones (Zhang & Chen, 2019).

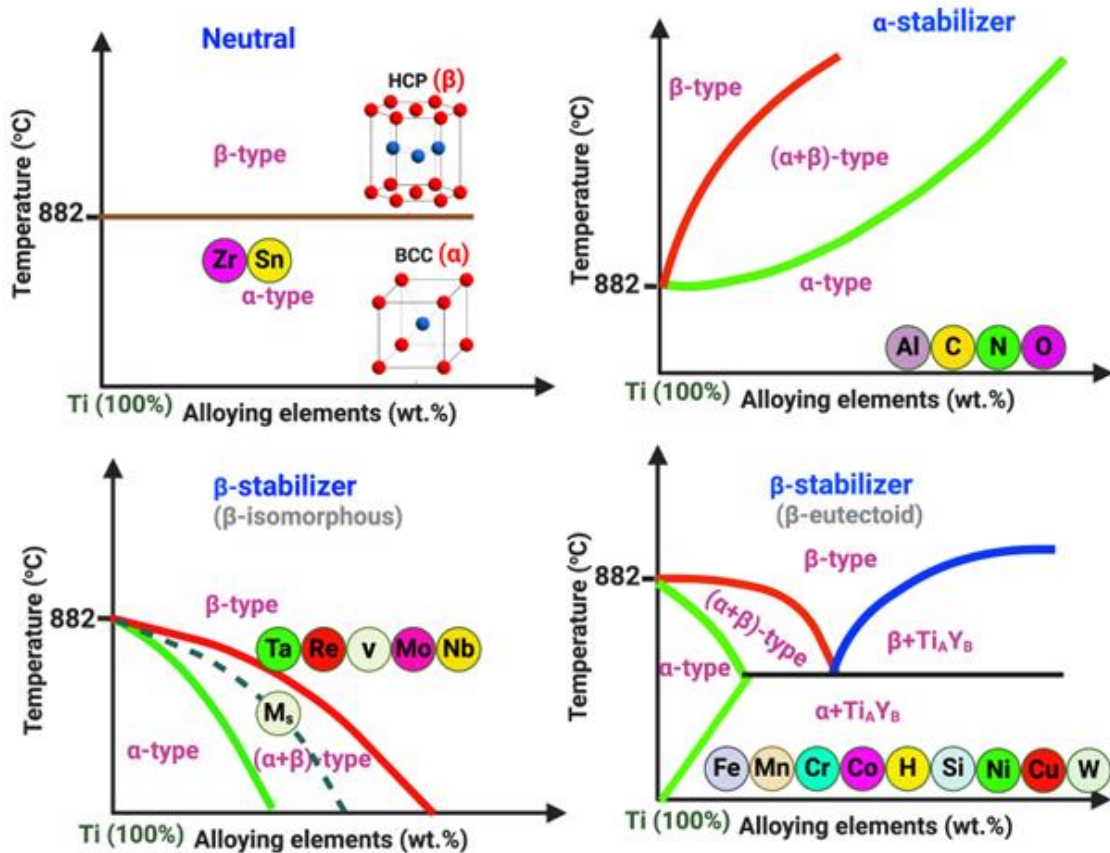


Figura 1. Categorías de elementos estabilizadores en las aleaciones de Ti. (Darwish *et al.*, 2024).

Para modificar las propiedades de las aleaciones de Ti, se utilizan elementos estabilizadores de fase α , como oxígeno y aluminio, o estabilizadores de fase β , como niobio, vanadio, hierro, níquel y cobalto (Nicholson, 2020). De la figura 1 se observan: estabilizadores neutros, estabilizadores α y dos tipos de estabilizadores β : isomórficos y eutectoides. Los estabilizadores neutros mantienen la estabilidad general de la aleación, mientras que los estabilizadores α fomentan la formación de la fase alfa, mejorando la resistencia y tenacidad a la fractura. Los estabilizadores β isomórficos facilitan la retención de una estructura β monofásica, mientras que los eutectoides contribuyen a la formación de una microestructura bifásica, otorgando propiedades mecánicas únicas a la aleación de Ti (Darwish *et al.*, 2024).

Los estabilizadores β isomórficos como niobio (Nb), molibdeno (Mo), tantalio (Ta) o vanadio (V), amplían el campo de estabilidad de la fase β en estado sólido sin inducir transformación eutectoide, permitiendo la formación de microestructuras monofásicas β con bajo módulo elástico. Por otro lado, los estabilizadores β eutectoides como el hierro (Fe) o manganeso (Mn) inducen la formación de estructuras bifásicas ($\alpha + \beta$) al favorecer la descomposición eutectoide de la fase β durante el enfriamiento. Estas diferencias son clave para comprender la microestructura y propiedades mecánicas finales de las aleaciones (Xin *et al.*, 2018).

Esta clasificación se ve reflejada en la selección de aleaciones biomédicas como Ti-6Al-7Nb y Ti-5Al-2.5Fe. En la figura de estabilizadores, el Nb aparece como un estabilizador β isomórfico no tóxico, favoreciendo fases β más estables y biocompatibles, mientras que el Fe, aunque útil para controlar la resistencia, tiene un comportamiento eutectoide y puede inducir la formación de fases secundarias menos deseables (Pesode & Barve, 2023). La presencia de Al y V en algunas aleaciones ampliamente utilizadas, como Ti-6Al-4V, ha motivado su reemplazo debido a preocupaciones sobre toxicidad y efectos neurológicos potenciales. La figura de estabilizadores ayuda también a visualizar esta problemática, al posicionar estos elementos en extremos que pueden comprometer la biocompatibilidad si no se controlan cuidadosamente (Liu *et al.*, 2017).

Desde el punto de vista mecánico, el titanio comercialmente puro (Ti CP) presenta una excelente ductilidad y biocompatibilidad, pero sus propiedades estructurales son limitadas. Según la tabla 1, su resistencia a la fluencia es relativamente baja (alrededor de 170 – 480 MPa), con una resistencia última a la tracción en el orden de 240 – 550 MPa y un módulo elástico aproximado de 105 GPa, dependiendo del grado. Para superar estas limitaciones, se han desarrollado aleaciones $\alpha + \beta$, como Ti-6Al-4V, las cuales combinan una elevada resistencia mecánica (UTS \approx 900 – 1000 MPa) con una mayor resistencia a la fluencia (825 – 869 MPa), según Pesode & Barve, manteniendo una buena conformabilidad. Sin embargo, su módulo elástico permanece alto (\sim 110 – 114 GPa), lo que puede generar desajustes mecánicos con el tejido óseo.

En contraste, las aleaciones β de titanio, estabilizadas con elementos como Nb, Ta o Mo, permiten obtener materiales con módulos elásticos significativamente reducidos ($\sim 55 - 80$ GPa), más cercanos al del hueso cortical ($10 - 30$ GPa), lo que minimiza el fenómeno de reabsorción ósea inducido por el desbalance de rigidez. Aunque estas aleaciones β pueden alcanzar resistencias últimas comparables o incluso superiores a las de Ti-6Al-4V (UTS > 900 MPa), su comportamiento frente a la fluencia a largo plazo es más variable y depende de su tratamiento térmico y del refinamiento de grano. Esta combinación de bajo módulo, alta resistencia y ausencia de elementos tóxicos convierte a las aleaciones β en candidatas estratégicas para aplicaciones biomédicas avanzadas, particularmente donde se requiere compatibilidad mecánica con el hueso humano. (Niinomi *et al.*, 2012).

Tabla 1. Comparación de propiedades mecánicas de las distintas aleaciones con el hueso humano. (Pesode & Barve, 2023)

Material	Resistencia a la fluencia (MPa)	Resistencia última (MPa)	Módulo de elasticidad (GPa)
Hueso humano			
Hueso cortical	30 - 70	194 - 195	5 - 23
Hueso esponjoso	0.9 - 8.80	0.01 - 1.57	
Microestructura α			
Ti Cp (grado 1)	170	240	115
Ti Cp (grado 2)	275	344	105
Ti Cp (grado 3)	380	450	115
Ti Cp (grado 4)	480	550	105
Microestructura $\alpha + \beta$			
Ti-3Al-2.5V	585	690	100
Ti-6Al-7Nb	921	1024	105
Ti-5Al-2.5Fe	914	1033	110
Ti-6Al-4V (recocido)	825 - 869	895 - 930	110 - 114
Microestructura β			
Ti-12Mo-6Zr-2Fe	1000 - 1060	1060 - 1100	74 - 85
Ti-(10-80) Nb	760 - 930	900 - 1030	65 - 93

Ti-15Mo-5Zr-3Al	870	870 - 968	882 - 975
Ti-16Nb-10Hf	730 - 740	740 - 850	81
Ti-15Mo-2.8Nb-3Al	771	812	82
Ti-13Nb-13Zr	900	1030	79
Ti-15Mo	544	874	78
Ti-24Nb-0.5O	665	810	54
Ti-24Nb-0.5N	665	665	43
Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr	368	593	65
Ti-23Nb-0.7Ta-2Zr	280	400	55
Ti-36Nb-2Ta-3Zr-0.3O	670 - 1150	835 - 1180	32
Ti-23Nb-0.7Ta-2Zr- 1.2O	830	880	60
Ti-35Nb-5Ta-7Zr	530	590	55

La tabla 1 permite destacar que composiciones como Ti-36Nb-2Ta-3Zr-0.3O (32 GPa) y Ti-24Nb-0.5N (43 GPa) presentan módulos significativamente más bajos y cercanos al del hueso, lo que las convierte en candidatas para minimizar el efecto adverso del apantallamiento de tensiones. Además del ajuste biomecánico, estas aleaciones β destacan por su elevada resistencia estructural. Variantes como Ti-36Nb-2Ta-3Zr-0.3O combinan módulos reducidos (32 GPa) con resistencias últimas a tracción de hasta 1180 MPa, un equilibrio difícil de lograr en materiales metálicos. En comparación, el titanio puro (grado 1 a 4) ofrece resistencias modestas (240 – 550 MPa) con módulos que se mantienen altos (~105 – 115 GPa), lo que limita su uso a aplicaciones donde se prioriza la biocompatibilidad por encima del desempeño mecánico, como en fijaciones menores. Por otro lado, las aleaciones $\alpha + \beta$, como Ti-6Al-4V o Ti-6Al-7Nb, presentan excelente resistencia a la fluencia (~825 – 921 MPa) y resistencias últimas superiores a 900 MPa, pero mantienen un módulo elástico elevado (105 – 114 GPa), lo cual no soluciona el problema del apantallamiento de tensiones. Por tanto, el diseño de nuevos materiales con modulación precisa del módulo y alta resistencia, como ocurre en ciertas aleaciones β , resulta esencial para mejorar la integración mecánica y funcional de los implantes médicos.

II.3. Pulvimetalurgia como técnica de fabricación

La pulvimetalurgia (PM) se ha consolidado como una técnica eficiente y versátil para la fabricación de aleaciones de titanio con propiedades mecánicas controladas, buena biocompatibilidad y geometrías complejas. A diferencia de los métodos tradicionales como la fundición por arco al vacío (VAR), el moldeo por plasma (PAM) o la fusión por haz de electrones (EBM), la PM permite producir componentes metálicos con menores temperaturas de procesamiento. Se pueden obtener aleaciones con menores costos de energía y mayor aprovechamiento de la materia prima, acercándose a un 100 % de eficiencia en el uso del material (Lario-Femenia *et al.*, 2023).

Una de las principales ventajas es su capacidad de fabricar piezas con geometrías complejas y dimensiones precisas, eliminando en muchos casos la necesidad de mecanizado posterior. Además, el proceso permite un control microestructural exhaustivo, ya que es posible ajustar parámetros como el tamaño de partícula, la presión de compactación y los ciclos térmicos de sinterizado, lo que se traduce en una microestructura uniforme, con distribución homogénea de fases, tamaño de grano controlado y niveles de porosidad adecuados según la aplicación (Li *et al.*, 2021).

En aplicaciones médicas, donde se requiere una relación adecuada entre rigidez, resistencia mecánica y biocompatibilidad, la PM ofrece una ventaja clave: la posibilidad de incorporar elementos aleantes de forma precisa y de generar microestructuras personalizadas. (Escuder *et al.*, 2017). Por ejemplo, la fabricación de aleaciones beta de titanio mediante PM ha demostrado resultados prometedores, como en el caso de Ti-Nb-Mg, donde la técnica permite obtener una fase β estable con buena resistencia y bajo módulo de elasticidad, lo que favorece la compatibilidad con el hueso humano (Li *et al.*, 2021).

La pulvimetalurgia permite reducir al mínimo la contaminación cruzada y la oxidación durante el procesamiento, lo cual es fundamental para mantener la pureza del material y optimizar su comportamiento frente a la fatiga y la corrosión (Escuder *et al.*, 2017). Esto se logra mediante el uso de atmósferas controladas de gases inertes como el argón durante la sinterización. La posibilidad de trabajar en condiciones controladas también facilita la producción de aleaciones avanzadas, como las basadas en Ti-Zr, Ti-Nb o Ti-Mg, cuya fabricación por métodos de fundición resulta problemática por las diferencias en puntos de fusión y la reactividad de algunos elementos (Escuder *et al.*, 2017; Lario-Femenia *et al.*,

2023).

La PM aporta flexibilidad y adaptabilidad al diseño de materiales, permitiendo la personalización de propiedades mecánicas y funcionales a través de tratamientos térmicos posteriores, consolidaciones selectivas o incorporación de porosidad intencionada, lo cual es particularmente útil en implantes biodegradables y dispositivos médicos temporales. Este conjunto de ventajas posiciona a la pulvimetalurgia como una ruta tecnológica clave en el desarrollo de nuevas aleaciones de titanio para el sector biomédico (Lascano *et al.*, 2019; Vargas-Ortega *et al.*, 2022)

II.4. Incorporación de Mg y Nb en aleaciones de beta titanio

El niobio (Nb) actúa como estabilizador de fase β en la matriz de titanio, reduciendo significativamente el módulo elástico hasta valores cercanos al hueso cortical humano (15 - 30 GPa) (Nicholson, 2020). Esta reducción minimiza el riesgo de *stress shielding*, al reducir hasta un módulo de entre 40 - 50 GPa (Tan *et al.*, 2019). A diferencia de estabilizadores tradicionales como el vanadio (V) o aluminio (Al), el Nb presenta una excelente resistencia a la corrosión al formar una capa pasiva de Nb₂O₅, a medida que aumenta la cantidad de niobio mejora la resistencia a la corrosión (Chui *et al.*, 2020). Esa capa reduce la densidad de corriente de corrosión y desplaza el potencial de corrosión a valores más nobles en soluciones simuladoras del cuerpo (SBF o PBS). En ensayos de polarización, Ti-Nb mostró corrientes anódicas $\approx 10^{-8}$ A cm⁻², un orden de magnitud inferior al Ti comercial (Liu *et al.*, 2023)

Por otra parte, la incorporación del magnesio (Mg) aporta la ventaja adicional de biodegradabilidad y bioactividad. Su degradación progresiva en ambientes fisiológicos libera iones que estimulan activamente la formación ósea (MDPI, n.d.) y genera una porosidad in situ que facilita la integración tisular y mejora la osteointegración (Sharma *et al.*, 2024). Debido a su alta reactividad química, es necesario implementar técnicas avanzadas de procesamiento, como tratamientos superficiales específicos, para evitar una corrosión acelerada y asegurar la estabilidad estructural y química del implante (Bommala *et al.*, 2022).

La introducción controlada de porosidad por el Mg (generalmente entre 20-40%) mediante métodos como la pulvimetalurgia puede mejorar notablemente las propiedades de las aleaciones de titanio (Wang *et al.*, 2022). Reduce los valores de módulo elástico y facilita la vascularización y migración celular, acelerando la integración biológica del implante (Chen *et al.*, 2022). La estructura porosa también permite el transporte eficiente de nutrientes y favorece la liberación controlada y gradual de los iones de Mg, potenciando así el efecto osteogénico (Liu *et al.*, 2024). Estudios recientes han mostrado que estructuras porosas con tamaños de poro entre 100 y 500 μm e interconexión adecuada optimizan simultáneamente la resistencia mecánica y la respuesta celular (Civantos *et al.*, 2019)

La sinergia resultante de combinar Nb y Mg en matrices de titanio ofrece ventajas clínicas frente a aleaciones convencionales como Ti-6Al-4V. El Nb estabiliza la fase β y mantiene la resistencia aun con porosidad; el Mg aporta bioactividad y degradación controlada. Estudios sobre Ti-35Nb-3/5 Mg obtenidos por pulvimetalurgia muestran módulos elásticos de 55 - 70 GPa y buena citocompatibilidad (Li *et al.*, 2021). En aleaciones Ti-Nb-Zr-Mg con 1-2 % Mg se logra reducir la corriente de corrosión y mantener $E \approx 69$ GPa sin citotoxicidad (Li *et al.*, 2022). Aunque las tasas lineales de degradación específicas para Ti-Nb-Mg aún no se han cuantificado, trabajos en scaffolds de Mg recubiertos por PEO sitúan una ventana clínica segura en 0.1 - 0.3 mm/año (Li *et al.*, 2021), que sirve como referencia para futuros ajustes de composición y superficie.

II.5. Corrosión en aleaciones tradicionales de Ti

Las aleaciones de titanio empleadas en medicina se consideran altamente resistentes a la corrosión gracias a la formación espontánea de una película pasiva de TiO_2 ; no obstante, los ensayos electroquímicos demuestran que dicha protección no es absoluta y depende sensiblemente de la microestructura, del medio fisiológico y de la ruta de fabricación. La tabla 2 compara seis casos representativos:

- (i) Ti-6Al-4V forjada (estándar clínico tradicional);
- (ii) Ti-6Al-4V fabricada por fusión selectiva por láser (SLM) en condición *as-built*, es decir sin ningún tratamiento posterior, para ilustrar el impacto de la manufactura aditiva;
- (iii) Ti-6Al-4V sometida a shot-peening, que pone de manifiesto cómo un tratamiento mecánico superficial modifica la pasividad;
- (iv) Ti-6Al-7Nb termotratada, donde el vanadio se sustituye por niobio para mejorar la biocompatibilidad;
- (v) Ti-5Al-2.5Fe obtenida por metal injection molding (MIM), ejemplo de aleación con Fe y porosidad cerrada derivada del moldeo por inyección;
- (vi) Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (β -TNTZ), prototipo de aleación β de nueva generación con bajo módulo elástico y óxidos mixtos altamente estables.

El conjunto se seleccionó para disponer de puntos de referencia que abarcan: (i) la aleación convencional de uso clínico, (ii) el efecto de la manufactura aditiva, (iii) la influencia de un tratamiento superficial mecánico, (iv) la sustitución de elementos potencialmente tóxicos, (v) el papel de un elemento eutectoide (Fe) combinado con la ruta MIM y (vi) la respuesta de una β -Ti avanzada. Esta diversidad permite situar, con criterios comparables de $E_{(corr)}$ y $j_{(corr)}$, el desempeño de la aleación Ti-35Nb-10Mg frente a los materiales actualmente aceptados o emergentes en la práctica clínica.

Tabla 2. Aspectos electroquímicos de algunas aleaciones de titanio comparables con la experimental Ti35Nb10Mg.

Aleación	Medio de ensayo (37 °C)	E_{corr} (V vs SCE)	j_{corr} ($\mu\text{A cm}^{-2}$)	Notas relevantes
Ti-6Al-4V convencional (forja)	SBF / PBS	-0.25 → -0.35	0.10 – 0.30	Ventana típica para implantes; la capa pasiva se regenera, pero basta cloruros + cargas cíclicas para iniciar tribocorrosión (Hsu et al., 2004; Mahlobo <i>et al.</i> , 2022; Prestat <i>et al.</i> , 2021)
Ti-6Al-4V (SLM, sin tratamiento)	PBS	-0.30	1.78	La porosidad inherente y la rugosidad de la fabricación aditiva elevan j_{corr} casi a un orden de magnitud (Chen <i>et al.</i> , 2023)
Ti-6Al-4V (shot-peening 0.3 MPa)	PBS	-0.23	0.11 – 0.14	El granallado ligero mejora la densidad de la película óxida y baja la corriente (Avcu <i>et al.</i> , 2023)
Ti-6Al-7Nb termotratado	Saliva artificial	-0.12 → -0.18	≤0.08	El Nb desplaza E_{corr} a valores más nobles y duplica la resistencia de polarización (Hulka <i>et al.</i> , 2022)
Ti-5Al-2.5Fe (MIM)	PBS	-0.28	0.07 – 0.10	Menor densidad de corriente y menos picaduras que Ti-6Al-4V (Simsek <i>et al.</i> , 2019)
Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (β -TNTZ)	Ringer	-0.10	< 0.20	La matriz β rica en Nb/Ta refuerza la película pasiva y eleva E_{pit} , (potencial al que la película deja de ser estable y se forman picaduras locales) (Lei <i>et al.</i> , 2023)

II.6. Propiedades mecánicas de aleaciones de Ti comparables con Ti-35Nb-10Mg

Las prestaciones estructurales de un implante metálico dependen, en primer término, de su módulo elástico (E), de los límites de fluencia (YS) y tracción (UTS), y de la ductilidad (ϵ_{β}). La tabla 3 resume estos parámetros para las aleaciones de referencia descritas en la sección II.5, tomando valores medios reportados en la literatura para temperaturas entre

23 y 37 °C y estados metalúrgicos representativos.

Tabla 3. Propiedades mecánicas según aleación y proceso de fabricación.

Aleación / estado	E (GPa)	YS (MPa)	UTS (MPa)	ϵ_{β} (%)	Fuente
Ti-6Al-4V forjada	110 ± 5	880 ± 20	950 ± 20	14	ASM International, n.d.; Niinomi, 2012
Ti-6Al-4V SLM (<i>as-built</i>)	110 ± 3	1000 – 1050	1120 ± 30	6 – 8	Agius <i>et al.</i> , 2018
Ti-6Al-7Nb recocida	108 ± 4	820 ± 15	930 ± 25	10 – 12	Aircraft Materials, n.d.
Ti-5Al-2.5Fe (MIM)	100 ± 5	785 ± 10	880 ± 15	12 – 14	Simsek & Ozyurek, 2019
Ti-12Mo-6Zr-2Fe (β -TMZF)	86 ± 4	1026 ± 18	1100 ± 25	13	Duan <i>et al.</i> , 2021
β -TNTZ (Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr)	55–65	900 ± 20	920 ± 20	≥ 10	Hagihara <i>et al.</i> , 2016; Lei <i>et al.</i> , 2023
Ti-24Nb-0.5O	45 ± 3	730 ± 15	860 ± 20	18	Ramarolahy <i>et al.</i> , 2012

Las aleaciones $\alpha + \beta$ convencionales (Ti-6Al-4V y Ti-6Al-7Nb) presentan módulos ≈ 110 GPa, muy por encima del hueso cortical (10–30 GPa), mientras que las β estabilizadas con Nb/Ta/Zr (β -TNTZ) o con Nb e intersticiales (Ti-24Nb-0.5O) logran $E \leq 65$ GPa con resistencias últimas aún superiores a 900 MPa. Las variantes SLM aumentan la resistencia estática debido a la microestructura martensítica fina, pero a costa de la ductilidad y de mayores tensiones residuales (Agius *et al.*, 2018).

II.7. Desafíos y Oportunidades

La obtención de la aleación Ti-35Nb-10Mg mediante pulvimetalurgia con sinterización escalonada en atmósfera inerte ofrece la posibilidad de integrar, en una sola matriz β , un 35 % Nb que refuerza la pasivación y reduce el módulo, un 10 % Mg que aporta bioactividad y genera porosidad in situ, y un 55 % Ti que asegura biocompatibilidad de base; sin embargo, ese mismo diseño concentra una serie de retos: el magnesio, con su baja temperatura de fusión y elevada presión de vapor, tiende a volatilizarse y deshomogeneizar la mezcla si el perfil térmico no se controla con rampas moderadas y estancias a 500–850 °C que faciliten la difusión sin llegar a la ebullición. Una porosidad alta (>20%), aun beneficiosa para la osteointegración, incrementa las áreas de ataque electroquímico y puede acelerar la corrosión localizada por la formación de micro-pilas Mg/ β -Ti (Prestat & Thierry, 2021).

El elevado contenido de Nb actúa como contrapeso, favoreciendo óxidos mixtos TiO₂-Nb₂O₅ que densifican la película pasiva y moderan la disolución del Mg, lo que abre la oportunidad de alcanzar tasas de degradación clínicamente aceptables ($\approx 0.1 - 0.3 \text{ mm a}^{-1}$) y, a la vez, liberar iones Mg²⁺ que estimulan la mineralización ósea (Wang *et al.*, 2022).

Desde el punto de vista mecánico, la combinación de fase β y porosidad controlada permite aspirar a módulos de 40 – 50 GPa, cercanos al hueso cortical, pero exige optimizar el tamaño de grano y la fracción de Mg residual para conservar resistencias a fluencia y tracción superiores a 900 MPa y evitar coalescencia de poros durante cargas cíclicas; tratamientos de envejecimiento entre 400 y 500 °C podrían inducir precipitados nano- β'' que refuercen la matriz sin penalizar la rigidez (Simsek & Ozyurek, 2019).

En superficie, tecnologías de anodización por plasma (PEO) permiten sellar poros externos con capas de fosfato de calcio, reduciendo hasta un 50 % la corriente inicial de corrosión y regulando el flujo de Mg²⁺ (Bommala *et al.*, 2022). La estrategia por elegir de fabricación y procesamiento tiene como objetivo comprobar si la combinación de módulo óseo, bioactividad intrínseca y degradación modulada sitúa a la Ti-35Nb-10Mg como alternativa diferencial frente a las aleaciones actuales o trace un nuevo camino como línea de investigación.

III. Metodología

III.1. Fabricación de la aleación Ti-35Nb-10Mg

Se utilizaron polvos con purezas de 99.5% para titanio, 99.9% para niobio y 99.8% para magnesio. Los polvos fueron pesados en proporciones estequiométricas correspondientes al 35 % en peso de Nb, 10 % de Mg y 55 % de Ti, utilizando una balanza analítica de precisión. La manipulación de los materiales se realizó en atmósfera controlada de argón dentro de una caja de guantes JACOMEX, con el fin de evitar oxidación, especialmente del magnesio. Se mezclaron los polvos utilizando una mezcladora de alta eficiencia Inversina de 2 litros durante 45 min, para homogenizarlos. Para la compactación de la mezcla se utilizó una prensa hidráulica Metallkraft WPP 50 M, donde se compactó en un molde a 1000 MPa para formar las probetas en estado verde.

Se realizó una sinterización en un horno tubular de alto vacío Carbolite. El vacío se logró con la introducción de argón. El uso de gas argón tiene como objetivo principal evitar la oxidación de los polvos metálicos a altas temperaturas, al ser un gas inerte que desplaza el oxígeno del interior de la cámara. Antes del calentamiento, se realizó una purga inicial con argón para eliminar el aire residual, seguida por un flujo continuo durante toda la etapa de sinterizado, asegurando así un entorno reductor y estable. Esta atmósfera inerte es fundamental para conservar la integridad química de la aleación Ti–y prevenir la formación de óxidos superficiales o contaminación que pueda afectar las propiedades finales del material.

Se realizó un ciclo de calentamiento como sigue: calentamiento a 10°C/min hasta 500°C con permanencia de 180 minutos, calentamiento a 7°C/min hasta 850°C con permanencia de 60 minutos y calentamiento a 7°C/min hasta 1250°C con permanencia de 180 minutos. La pieza compactada se calienta en una atmósfera controlada a una temperatura inferior al punto de fusión de los componentes, permitiendo que las partículas metálicas se difundan y formen enlaces metálicos sólidos. Los puntos de fusión del titanio, niobio y magnesio son 1668°C, 2477°C y 650°C, datos contemplados en esta sinterización para controlar la formación de porosidad, generada por el magnesio. Esta sinterización se desarrolló para evitar la oxidación del magnesio, controlar la evaporación de este y facilitar la difusión y unión de las partículas de Ti, Nb y Mg.

III.2. Caracterización de probetas

La caracterización geométrica se realizó midiendo las dimensiones finales de las probetas con un vernier digital, para determinar los porcentajes de contracción posterior al sinterizado. Mediante la ejecución del ensayo de Arquímedes se obtuvieron los porcentajes de porosidad cerrada y abierta, la densidad experimental y una densidad relativa para comparar con la teórica inicial. Se utilizó agua destilada como fluido de inmersión, según la norma UNE-EN ISO 3369 (ISO, 2023), donde se midió la masa de cada probeta en el aire y luego cada masa sumergida. De esta forma, se calculó el volumen desplazado. El cálculo de la densidad experimental se obtiene de la siguiente fórmula:

$$\rho_{exp} = \frac{A}{B-C} * \rho_{liq} \quad (1)$$

Para el cálculo del porcentaje de poro abierto se utilizó la siguiente fórmula:

$$\rho_{op}(\%) = \frac{B-A}{B-C} * 100 \quad (2)$$

La densidad relativa en porcentaje se calculó usando:

$$\rho_{relativa} = \frac{\rho_{exp}}{\rho_{teórica}} * 100 \quad (3)$$

Se utilizó el equipo Sonelastic® para determinar el módulo elástico dinámico de las probetas mediante la técnica de resonancia por vibraciones naturales. Las muestras fueron excitadas mecánicamente mediante un impulso controlado, mientras que sensores de respuesta acústica registraban su frecuencia fundamental de oscilación (Sonelastic®, *n.d.*). A partir de esta frecuencia y de las dimensiones geométricas de cada probeta, el software integrado calculó el módulo de Young (E) aplicando modelos mecánicos estandarizados. Para garantizar la robustez de los datos, se realizaron múltiples mediciones en 7 probetas distintas, empleando un sensor acústico direccional CA-DP, que tiene un rango de frecuencia de 20 Hz a 96 kHz. Esta técnica no destructiva permitió obtener resultados rápidos, precisos y reproducibles, preservando la integridad estructural de las muestras.

III.3. Ensayos mecánicos

III.3.1. Ensayo de flexión

Se realizaron ensayos de flexión en cuatro puntos utilizando una máquina universal Shimadzu equipada con una célula de carga SLFL-100KN (capacidad: 100 kN), en conformidad con la norma ASTM E290-22. Todas las muestras eran planas y fueron ensayadas a una velocidad de desplazamiento constante de 0.5 mm/min. Las probetas fueron posicionadas sobre un soporte inferior con una separación de 25 mm, y se aplicó la carga desde un punzón central de 12.5 mm de ancho. Entre las probetas ensayadas, la muestra 1 presentaba un espesor de 5.46 mm y una anchura de 11.88 mm, mientras que las muestras 2 y 3 tenían un espesor de 5.36 mm y una anchura de 12.10 mm ambas. Estas dimensiones fueron registradas con precisión para su posterior análisis de tensiones máximas y deformación en el punto de falla.

El software OriginPro® se empleó para procesar los datos brutos de fuerza (N) y desplazamiento (mm) obtenidos experimentalmente, transformándolos en tensión (MPa) y deformación (%) mediante fórmulas derivadas de los modelos mecánicos estandarizados. Las ecuaciones aplicadas se basan en la teoría de flexión de vigas para probetas prismáticas, adaptadas a las dimensiones geométricas específicas del ensayo.

La fórmula para obtener la tensión (σ) en MPa fue:

$$\sigma = \frac{3 \cdot F \cdot (L_{superior} - L_{inferior} / 2)}{2 \cdot b \cdot d^2} \quad (4)$$

(ASTM International, 2018, Ec. 10.2.1)

Donde:

F = Fuerza aplicada

Lsuperior = 25 mm (distancia entre los apoyos superiores)

Linferior/2 = 12.5 mm (mitad de la distancia entre apoyos inferiores)

b = ancho de la probeta

d = espesor de la probeta

El porcentaje de deformación se calculó mediante la Ecuación 5, derivada de la teoría de flexión de vigas (Gere & Goodno, 2018). La fórmula para obtener la deformación (ϵ) en % fue:

$$\epsilon = \frac{6 \cdot d \cdot \delta}{(L_{superior}^2 - L_{inferior}^2 / 2)^2} \cdot 100 \quad (5)$$

Donde:

δ : Desplazamiento medido

III.3.2. Ensayo de Micropunzonado

Los ensayos se realizaron bajo condiciones de compresión uniaxial en una máquina universal de ensayos Shimadzu siguiendo el protocolo EXT Small Punch Test para materiales de pequeñas dimensiones. El sistema constó de un punzón de carga fabricado en carburo de tungsteno, con geometría cilíndrica de 1 mm de diámetro en su extremo activo y superficie de contacto pulida (rugosidad $R_a \leq 0.1 \mu\text{m}$). Una matriz de soporte, que es un anillo de acero templado con orificio central de 2 mm de diámetro, diseñado para fijar las probetas sin generar tensiones adicionales. Una célula de carga, con sensor de 1 kN de capacidad con resolución de 0.01 N, calibrado según ISO 7500-1.

Se utilizaron tres muestras cilíndricas que fueron cortadas usando una cortadora Struers Accutom-10 con 0.020 mm/s y 3000 rpm, a partir de la aleación Ti-35Nb-10Mg. Las dimensiones de cada muestra se muestran en la siguiente tabla.

Tabla 4. Dimensiones de las muestras utilizadas en ensayo de micropunzonado.

Muestra	Diámetro (mm)	Altura (mm)
1	4.00	0.6340
2	4.00	0.7580
3	4.00	0.6290

Cada probeta se colocó centrada sobre la matriz de soporte, asegurando contacto uniforme entre el punzón y la superficie superior de la muestra. La carga se aplicó axialmente hasta alcanzar la fractura o deformación plástica crítica, registrándose la curva carga-desplazamiento en tiempo real mediante el software Trapezium X (Shimadzu®). Para garantizar la repetibilidad, se verificó la alineación del sistema antes de cada ensayo mediante un procedimiento de pre-carga de 5 N. Todos los ensayos se realizaron con una velocidad de desplazamiento de 0.5 mm/min y una temperatura de $23 \pm 1^\circ\text{C}$.

Los datos brutos obtenidos del ensayo de micropunzonado (Small Punch Test) —fuerza (F) y desplazamiento (L)— se procesaron mediante el software OriginPro® 2023 para calcular parámetros mecánicos. Las fórmulas aplicadas se detallan a continuación.

Tensión Corregida (Sig) en MPa:

$$Sig = \frac{F_{max} \cdot \beta}{\omega_0 \cdot t} \quad (6)$$

Donde:

F_{max} : Fuerza máxima

- β : Factor de corrección geométrica.
- w_0 : Ancho inicial de la probeta ($w_0/10w_0/10$).
- t : Espesor de la probeta (asumido constante).

III.3.3. Ensayo de compresión

Para caracterizar el comportamiento mecánico a compresión de la aleación Ti–35Nb–10Mg, se realizaron ensayos uniaxiales de compresión utilizando una máquina universal Shimadzu, bajo condiciones de carga cuasiestática y a una velocidad constante de 1 mm/min. Las probetas utilizadas fueron de geometría paralelepípedica, con dimensiones medidas con precisión previa al ensayo, registrando los valores de la tabla 5.

Tabla 5. Dimensiones de las muestras usadas en ensayo de compresión.

Muestra	Anchura (mm)	Altura (mm)	Espesor (mm)
1	5.01	11.66	5.04
2	5.04	12.01	5.05
3	5.01	11.82	5.12

Las superficies de carga fueron preparadas de forma plana y paralela para garantizar una distribución uniforme del esfuerzo durante la compresión. El área transversal se calculó como el producto de anchura y espesor, y se utilizó para convertir la fuerza medida en tensión ingenieril. Del mismo modo, la deformación unitaria se calculó como el cociente entre desplazamiento y altura inicial de la muestra.

Los datos de fuerza y desplazamiento fueron exportados y procesados con el software Origin Pro-2024, con el que se construyeron las curvas tensión-deformación ingenieril correspondientes a cada muestra. Estas curvas permitieron analizar la resistencia máxima a compresión, el límite de cedencia aparente y el comportamiento plástico del material bajo carga compresiva, parámetros relevantes para evaluar su aplicación potencial en entornos biomecánicos donde las cargas compresivas predominan.

III.4. Técnicas de caracterización estructural

III.4.1. Difracción de Rayos X (DRX o XRD)

Se realizó difracción de rayos X con el objetivo de identificar las fases presentes y analizar la estructura cristalina resultante del proceso de sinterizado. La técnica se llevó a cabo utilizando un equipo D2 Phaser de la marca Bruker, operado en modo de escaneo $\theta-2\theta$. Las mediciones se realizaron en un rango angular de 20° a 90° (2θ), con un paso de 0.02° y un tiempo de adquisición de 10 segundos por punto, lo cual permitió obtener difractogramas con buena resolución angular y adecuada relación señal/ruido.

Los patrones obtenidos fueron procesados con el software especializado MAUD, el cual permitió realizar el ajuste de líneas e identificar las fases cristalinas mediante comparación con bases de datos estándar. Se asignaron los planos cristalográficos (hkl) correspondientes a los picos difractados, lo que permitió confirmar la presencia de fases β del titanio estabilizadas por niobio, así como detectar posibles fases secundarias o compuestos intermetálicos asociados a la incorporación de magnesio.

III.4.2. Microscopía Óptica en Estado de Pulido

Para el análisis superficial de la microestructura sin alterar químicamente las fases, se realizó una observación por microscopía óptica (MO) en estado de pulido. La preparación metalográfica se llevó a cabo sobre muestras cortadas del material sinterizado. El proceso incluyó un lijado progresivo con papel de carburo de silicio de grano 200, 500 y 1000, seguido de pulido con pasta de diamante y finalización mediante pulido espejo con sílica coloidal preparada con H₂O₂ 10%, hasta obtener una superficie libre de rayas y reflejo uniforme. Las imágenes se tomaron con iluminación en campo claro para visualizar la distribución de porosidad, discontinuidades y heterogeneidades superficiales sin la influencia del ataque químico.

III.4.3. Microscopía Óptica Tras Ataque Químico con Reactivo de Kroll

Para revelar los límites de grano y la distribución de fases presentes en la aleación Ti–35Nb–10Mg, se utilizó microscopía óptica tras un ataque químico selectivo. Las muestras previamente pulidas mediante el mismo procedimiento descrito anteriormente fueron sumergidas en reactivo de Kroll (composición: 92 % H₂O, 6 % HNO₃ y 2 % HF) durante 10 segundos, bajo observación constante, hasta alcanzar un contraste adecuado. La reacción permitió resaltar los contornos de grano y posibles regiones con diferencias en composición o morfología. Posteriormente, las superficies fueron enjuagadas, secadas y observadas bajo microscopio óptico para documentar la microestructura revelada químicamente.

III.4.4. Microscopía electrónica de barrido (SEM)

Se utilizó un microscopio de barrido electrónico por emisión de campo (FESEM) (FIB-SEM) modelo Ultra55 de la marca ZEISS para caracterizar en mayor detalle la topografía, distribución de poros y morfología de fractura de las muestras sinterizadas. La preparación de las muestras fue la misma que en la microscopía óptica: lijado progresivo, pulido con diamante y acabado con sílica coloidal. Las muestras fueron posteriormente montadas en portamuestras metálicos y las imágenes fueron adquiridas con diferentes aumentos (36x, 50x, 100x, 250x, 500x, 1500x), permitiendo observar tanto la estructura superficial como características morfológicas internas asociadas a porosidad, segregaciones y modo de fractura.

III.5. Técnicas de caracterización de corrosión

Se emplearon dos metodologías complementarias para evaluar el comportamiento frente a la corrosión de la aleación Ti–35Nb–10Mg: una prueba de liberación de iones y un ensayo electroquímico con curvas potencioestáticas y espectros de impedancia.

III.5.1. Prueba de liberación de iones

Para determinar la liberación de elementos metálicos en solución, se seleccionaron tres muestras del material y se sumergieron en solución Ringer Hartmann a temperatura ambiente. La solución saliva Ringer Hartman compuesta de 6 gramos de NaCl, 0.3718 gramos de KCl, 0.2297 gramos de CaCl₂ y 5.146 ml de lactato de sodio por litro de agua destilada. Las muestras fueron embutidas y pulidas pasando por lijas 200, 500 y 1000 y luego pulido con diamante de 4 micras en disco para titanio. Seguidamente un pulido más con un paño de terciopelo usando lubricante y sílica coloidal hasta lograr un pulido espejo. Posteriormente, el contenido iónico disuelto fue cuantificado mediante la técnica de ICP-MS

Se sumerge cada muestra en recipientes individuales con 50 ml de solución cada uno y se dejó en contacto con la solución desde el día 27 de marzo del 2025 hasta el 30 de abril del 2025. Esta prueba permitió evaluar la liberación controlada de iones metálicos (Ti, Nb y Mg) hacia un entorno simuladamente fisiológico, información clave para estimar la biocompatibilidad química y la degradación progresiva del material.

III.5.2. Ensayo de corrosión

El comportamiento electroquímico de las muestras se evaluó mediante curvas de polarización lineal (LSV) y espectros de impedancia electroquímica (Bode y Nyquist). Las pruebas se realizaron en una celda estándar de tres electrodos, con la aleación Ti35Nb10Mg como electrodo de trabajo, un electrodo de referencia Ag/AgCl marca Metrohm AUTOLAB y un contraelectrodo inerte de platino marca Radiometer Analytical. El electrolito utilizado fue solución fisiológica SBF. El control de la temperatura se realiza con una lámpara halógena y un termopar para lograr mantenerla a 37 grados Celsius. La duración total de cada ensayo es de 2 horas aproximadamente.

El tratamiento de los datos se hizo mediante el uso del software NOVA 2.1.1. Se definió una amplitud de 0.01 V y un rango de frecuencias de 5 mHz hasta 10kHz. Estos ensayos permitieron extraer parámetros clave como la velocidad de corrosión usando el análisis de Tafel (en mm/año), la resistencia a la polarización, y la corriente de corrosión (i_{corr}). Aunque se intentó registrar el potencial de circuito abierto (OCP), este no arrojó valores estables y fue descartado del análisis.

De las pendientes de Tafel se obtienen los valores del potencial de corrosión (E_{corr}) y de la densidad de corriente (i_{corr}). Con esto se puede calcular la resistencia a la polarización (R_p) mediante el uso de la siguiente ecuación.

$$R_p = \frac{B}{i_{corr}} \quad (7)$$

$$B = \frac{B_c \cdot B_a}{(B_c + B_a) \cdot 2.303} \quad (8)$$

Donde B factor que relaciona las pendientes de Tafel, β_a es la pendiente anódica y β_c es la pendiente catódica.

Para calcular la velocidad de corrosión (v_{corr}) se utiliza la ecuación de Faraday (9). Este parámetro indica la cantidad de materia sustraída de la muestra debido al ataque químico por unidad de tiempo, en este caso mm/año.

$$V_{corr} = \frac{M \cdot i \cdot S}{n \cdot F \cdot \rho} \quad (9)$$

Donde M es la masa atómica de las muestras, i es la densidad de corriente que se obtiene a través de las pendientes de Tafel, S es la superficie de la muestra expuesta a la solución SBF (0.785 cm²), n es la valencia del titanio (4), F es la constante de Faraday (96500 A·s/mol) y ρ es la densidad de la muestra ensayada.

IV. Resultados y Análisis

IV.1. Fabricación de la aleación

Se realizó la determinación de las masas y cantidad de probetas a realizar. Se calculó el volumen, densidad y las masas realmente utilizadas posterior a la mezcla, los resultados se muestran la tabla 7.

IV.1.1 Muestras en estado verde

Se fabricaron 7 probetas con las dimensiones y características mostradas en la tabla 6.

Tabla 6. Dimensiones de probetas rectangulares fabricadas.

Largo (mm)	Ancho (mm)	Alto (mm)	Volumen probeta (cm³)
30	12	5	1.800

Tabla 7. Caracterización geométrica de probetas rectangulares.

Aleación	Elementos	Densidad (g/cm³)	% peso	Densidad mezcla (g/cm³)	Masa Flexión (g)	Cantidad de probetas	Masa de mezcla (g)	Masa de elemento (g)	Masa realmente utilizada (g)	% Peso final	Densidad teórica final (g/cm³)
Ti-35Nb-10Mg	Ti	4.507	55.00	4.537	8.167	7	57.166	31.441	31.477	55.08	4.535
	Nb	8.57	35.00					20.008	19.958	34.92	
	Mg	1.738	10.00					5.717	5.717	10.00	

Durante la etapa de fabricación, se logró una alta precisión en la dosificación de los elementos metálicos que componen la mezcla. Los valores de masa realmente utilizada según la tabla 5, para cada componente fueron 31.477 g de Ti, 19.958 g de Nb y 5.717 g de Mg, correspondientes a una composición final de 55.08 % Ti, 34.92 % Nb y 10.00 % Mg en peso. Estas proporciones muestran una excelente concordancia con la composición teórica deseada (55–35–10 %), lo que indica un control efectivo del proceso de pesaje y mezcla. La densidad teórica final calculada a partir de estas masas fue de 4.535 g/cm³, prácticamente idéntica a la densidad de mezcla estimada inicialmente (4.537 g/cm³). Este resultado confirma que no hubo desviaciones significativas en la formulación, lo cual es fundamental para asegurar la reproducibilidad de las propiedades microestructurales y mecánicas en las probetas ensayadas. Esta precisión en la composición también permite atribuir con mayor certeza los resultados de caracterización a la formulación objetivo del material.

Tabla 8. Porcentajes y peso atómicos de la aleación fabricada.

Aleación	Elementos	Densidad (g/cm ³)	Peso atómico (g/mol)	% peso	Cálculo intermedio (moles)	% atómico
Ti-35Nb-10Mg	Ti	4.507	47.867	55.076	1.151	59.37
	Nb	8.570	92.906	34.921	0.376	19.40
	Mg	1.738	24.312	10.003	0.411	21.23
Suma					1.938	

Aunque la aleación fue diseñada inicialmente en base a porcentajes en peso (55 % Ti, 35 % Nb y 10 % Mg), el análisis atómico revela una distribución distinta a nivel de número de átomos. Tras convertir las proporciones a % atómico, se observa de la tabla 6 que el titanio representa aproximadamente 59.37 % at., el niobio 19.40 % at. y el magnesio 21.23 % at. Esta diferencia se debe a los distintos pesos atómicos de los elementos involucrados: el niobio, siendo mucho más pesado (92.91 g/mol), contribuye menos en cantidad de átomos a pesar de su alta proporción en masa, mientras que el magnesio, con un peso atómico bajo (24.31 g/mol), aporta una fracción atómica más significativa de la esperada.

Esta composición atómica es relevante para comprender el comportamiento estructural y electroquímico de la aleación. Por un lado, la alta proporción atómica de titanio respalda su papel como matriz principal en la que se alojan los átomos de Nb y Mg. Por otro lado, el niobio, en ~19 % at., resulta suficiente para estabilizar la fase β , coherente con lo observado en otras aleaciones β de titanio con contenido moderado de Nb. Finalmente, la elevada presencia atómica de magnesio (~21 %), aun cuando parte puede volatilizarse durante el sinterizado, puede influir en la formación de porosidad, fases transitorias ricas en Mg o en su comportamiento frente a la degradación. Por tanto, este análisis refuerza la importancia de considerar tanto la composición en peso como en número de átomos al interpretar los resultados de microestructura y propiedades funcionales.

IV.1.2. Compactación a 1000 MPa

Tras la compactación de las 7 muestras en verde, las dimensiones finales de las probetas, según la tabla 7, oscilaron entre 30.14 y 30.19 mm de largo, 12.10 a 12.19 mm de ancho y 5.23 a 5.48 mm de espesor, mostrando una buena repetibilidad dimensional y baja dispersión geométrica, lo que indica una distribución homogénea de la presión durante el prensado.

La masa después de compactación se mantuvo muy próxima a la masa inicial, con pérdidas menores a 0.1 g en todos los casos, atribuibles principalmente al desprendimiento de partículas superficiales durante la extracción del molde. A partir de las dimensiones y la masa final se calculó el volumen en verde de cada muestra, con un promedio aproximado de 1.99 cm³. Los valores de cada muestra se aprecian en la tabla 9.

Tabla 9. Cálculo de densidades y porosidades post compactación.

Muestra	Aleación	Masa antes compactación (g)	Masa después compactación (g)	Dimensiones después compactación			Volumen en verde (cm ³)	Densidad en verde (g/cm ³)	Densidad en verde (%)	Porosidad en verde (%)
				Largo (mm)	Ancho (mm)	Espesor (mm)				
2356	Ti-35Nb-10Mg	8.184	8.123	30.14	12.12	5.45	1.991	4.080	89.97	10.03
2357		8.159	8.142	30.16	12.13	5.45	1.994	4.084	90.04	9.96
2358		8.168	8.163	30.16	12.14	5.45	1.995	4.091	90.20	9.80
2359		8.168	8.154	30.15	12.17	5.45	2.000	4.078	89.91	10.09
2360		8.17	8.151	30.19	12.19	5.42	1.995	4.086	90.11	9.89
2361		8.168	8.158	30.18	12.1	5.48	2.001	4.077	89.89	10.11
2362		7.859	7.841	30.18	12.16	5.23	1.919	4.085	90.08	9.92

La densidad en verde osciló entre 4.077 y 4.091 g/cm³, con una media de 4.083 g/cm³, lo que representa aproximadamente un 90 % de la densidad teórica (4.535 g/cm³). Esta densidad relativa sugiere que el proceso de compactación fue eficiente, logrando una consolidación uniforme de los polvos sin defectos graves de compactación, como grietas o gradientes de densidad. En términos de porosidad en verde, los valores calculados oscilaron entre 9.80 % y 10.11 %, manteniéndose todos dentro de un margen controlado del 10 %, que es adecuado para aleaciones diseñadas con cierto grado de porosidad, porque indica que ocurrió una compactación efectiva pero no excesiva.

La baja variación entre muestras indica que el método de mezcla, carga del molde y prensado fue reproducible y estable. La porosidad en verde, al estar controlada desde esta etapa, permite predecir en parte la densidad final tras sinterizado, así como su influencia en las propiedades mecánicas y la degradabilidad del material. Estos resultados sirven como base para correlacionar posteriormente la microestructura, las propiedades mecánicas y el comportamiento electroquímico de la aleación fabricada.

Tabla 10. Dimensiones antes y después del proceso de sinterizado.

Muestra	Aleación	Dimensiones después compactación			Volumen después compactación verde (cm ³)	Dimensiones después sinterizado		
		Largo (mm)	Ancho (mm)	Espesor (mm)		Largo (mm)	Ancho (mm)	Espesor (mm)
2356	Ti-35Nb-10Mg	30.14	12.12	5.45	1.991	29.37	11.85	5.35
2357		30.16	12.13	5.45	1.994	29.41	11.88	5.34
2358		30.16	12.14	5.45	1.995	29.39	12.1	5.36
2359		30.15	12.17	5.45	2.000	29.4	11.86	5.32
2360		30.19	12.19	5.42	1.995	29.4	11.92	5.36
2361		30.18	12.1	5.48	2.001	29.43	11.93	5.4
2362		30.18	12.16	5.23	1.919	29.43	11.91	5.17

Tabla 11. Cálculo de porcentaje de contracción posterior al sinterizado.

Muestra	Volumen después sinterizado (cm ³)	Contracción			
		Δ largo (%)	Δ ancho (%)	Δ espesor (%)	Δ volumen (%)
2356	1.862	2.55	2.23	1.83	6.47
2357	1.866	2.49	2.06	2.02	6.42
2358	1.906	2.55	0.33	1.65	4.48
2359	1.855	2.49	2.55	2.39	7.24
2360	1.878	2.62	2.21	1.11	5.83
2361	1.896	2.49	1.40	1.46	5.26
2362	1.812	2.49	2.06	1.15	5.59

Tras la sinterización de las muestras, se evaluó la contracción relativa en las tres dimensiones principales (largo, ancho y espesor), así como la contracción volumétrica global. Según la tabla 10 y 11, el proceso de sinterizado provocó una reducción significativa del volumen y las dimensiones en todas las muestras, lo cual es esperado para materiales

pulvimetalúrgicos. El promedio de contracción longitudinal (largo) fue de 2.52%, con una desviación estándar de apenas 0.05%, lo cual indica una alta repetibilidad del proceso en esa dirección. En cuanto al ancho, la media fue 1.83%, pero con una desviación más alta (0.69%), evidenciando algo más de variabilidad, posiblemente por el acomodo del polvo durante la compactación o una ligera anisotropía. La contracción en espesor promedió 1.66%, también con variabilidad baja (0.43%).

La muestra 2358 mostró un valor anómalo en contracción de ancho (0.33%), bastante inferior al resto, lo que podría indicar una compactación más densa en esa dirección o una pequeña medición atípica. Para la contracción volumétrica, el promedio fue de 5.90%, con un rango que va desde 4.48% (muestra 2358) hasta 6.47% (muestra 2356). Este comportamiento es coherente con aleaciones con contenido de magnesio, ya que parte del Mg se evapora durante el sinterizado, contribuyendo a una pérdida de volumen y densificación no homogénea.

IV.1.3. Caracterización geométrica y densidades

Tabla 12. Mediciones tras realizar Arquímedes de las 7 probetas.

Muestra	Aleación	Densidad mezcla (g/cm ³)	Método de Arquímedes			V teórico (cm ³)	V exterior (cm ³)
			D (g)	S (g)	M (g)		
2356	Ti-35Nb-10Mg	4.535	7.1066	5.7618	7.4470	1.567	1.685
2357			7.3255	5.9310	7.7203	1.615	1.789
2358			7.3491	5.9533	7.7271	1.621	1.774
2359			7.3393	5.9519	7.7424	1.618	1.791
2360			7.3619	5.9652	7.7265	1.623	1.761
2361			7.3107	5.9310	7.7132	1.612	1.782
2362			7.3306	5.7618	7.7035	1.616	1.942

Tabla 13. Cálculo de densidades y % de poro abierto y cerrado.

Muestra	V_{OP} Poro abierto (cm³)	V_{cl} Poro cerrado (cm³)	P_{op} % poro abierto	P_{cl} % poro cerrado	Densidad Experimental (g/cm³)	Densidad Relativa (%)
2356	0.340	-0.222	20.20	-13.19	4.217	92.99
2357	0.395	-0.221	22.06	-12.34	4.094	90.28
2358	0.378	-0.225	21.31	-12.67	4.143	91.36
2359	0.403	-0.231	22.51	-12.90	4.099	90.39
2360	0.365	-0.227	20.70	-12.87	4.180	92.17
2361	0.403	-0.232	22.58	-13.04	4.102	90.45
2362	0.373	-0.048	19.20	-2.45	3.775	83.25

Los datos de la tabla 12 permitieron calcular los valores de densidad experimental, observados en la tabla 13, lo cuáles oscilaron entre 3.775 g/cm³ y 4.218 g/cm³. La muestra 2356 presentó la mayor densidad (4.218 g/cm³, correspondiente a 93.0% de densidad relativa), lo que indica una mejor compactación y menor contenido de poros. En contraste, la muestra 2362 presentó la densidad más baja (3.775 g/cm³, equivalente al 83.2% de densidad relativa), evidenciando una mayor cantidad de poros residuales.

La porosidad abierta varió entre 19.2% y 22.6%, mientras que la porosidad cerrada fue negativa en la mayoría de los casos, lo que se interpreta como una posible imprecisión geométrica, una ligera sobreestimación del volumen desplazado o básicamente que no hay presencia de poro cerrado. Las muestras 2357, 2359 y 2361 mostraron las porosidades abiertas más altas (~ 22.5%), mientras que 2362 presentó el menor valor (19.2%).

Las muestras presentan una buena compactación para un proceso de aleación con contenido de magnesio, que suele provocar volatilización y pérdida de masa durante la sinterización. La densidad relativa promedio fue del ~90%, las muestras 2356 y 2360 destacan por su mayor densidad y menor porosidad relativa, siendo candidatas óptimas para continuar con caracterización mecánica o microestructural.

Tabla 14. Determinación de módulo elástico por Sonelastic.

Sonelastic	Módulo elástico (GPa)				
	1	2	3	4	Promedio
2356	42.288	42.186	42.2	42.22	42.224
2357	41.735	41.743	41.833	41.831	41.786
2358	41.522	41.861	41.408	41.435	41.557
2359	41.732	41.841	41.686	41.722	41.745
2360	42.528	42.401	42.468	42.489	42.472
2361	41.908	41.885	41.995	41.871	41.915
2362	42.201	42.15	42.17	42.196	42.179

De la tabla 14, se nota que el módulo elástico promedio de aproximadamente 42 GPa es notablemente menor que el del titanio puro (aprox. 105 GPa) o del Ti-6Al-4V (~ 110 GPa), lo cual es deseable para aplicaciones biomédicas. Este valor se encuentra dentro del rango de algunos implantes ortopédicos, ya que reduce el efecto protección de carga al estar más cerca del módulo del hueso cortical (10 – 30 GPa). La adición de niobio y magnesio en la aleación pareciera cumplir su función de disminuir la rigidez sin comprometer de forma severa la integridad del material. Aunque no se puede confirmar la **isotropía total**, ya que no se realizaron mediciones en múltiples direcciones, los resultados indican un comportamiento **casi isótropo en la dirección evaluada**, dado que la dispersión de valores es menor al 1 %.

IV.2. Ensayos propiedades mecánicas

IV.2.1. Ensayo de flexión

Durante el ensayo de flexión, la aleación Ti-35Nb-10Mg presentó un comportamiento mecánico notable, alcanzando una fuerza máxima (F_{\max}) promedio de 12,405.78 N y una tensión máxima de 676.22 MPa, lo que evidencia su alta resistencia frente a cargas aplicadas, según la tabla 15. Tensión comparable a la resistencia flexural reportada para β -Ti densas de referencia (\approx 650 – 750 MPa). La deformación máxima (L_{\max}) registrada fue de 0.759 mm, mientras que la energía máxima absorbida (E_{\max}) fue de 4.22 J (65 kJ/m²), indicando una adecuada capacidad del material para disipar energía antes de fracturarse. La relación E_{\max}/σ_{\max} es similar a la de β -Ti compactas (Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (β -TNTZ) y Ti-24Nb-0.5O), lo que sugiere un mecanismo de deformación estable sin propagación abrupta de

grietas entre poros.

Que una aleación porosa conserve $\approx 90\%$ de la tenacidad de la β -TNTZ compacta indica que la red de poros generada por el Mg, debido a su volatilización y según las imágenes de SEM, favorece la deformación homogénea, distribuyendo microfisuras sin formar una grieta dominante, y que la matriz β dopada con Nb proporciona suficiente ductilidad para disipar energía antes de la fractura.

El límite elástico promedio fue de 497.69 MPa, lo que sugiere que el material puede soportar esfuerzos considerables en la región elástica antes de presentar deformación plástica. El módulo de elasticidad determinado fue de 37.14 GPa, valor inferior al del titanio puro (≈ 105 GPa), lo cual se considera beneficioso en aplicaciones biomédicas.

Tabla 15. Tabla resumen de principales resultados del ensayo de flexión Ti35Nb10Mg.

	N total	Promedio	Desviación estándar	Suma	Mínimo	Mediana	Máximo
Fuerza máxima (N)	3	12405.77667	724.13118	37217.33	11569.74	12811.63	12835.96
Tensión máxima (MPa)	3	676.22333	18.80517	2028.67	664.87	665.87	697.93
Energía máxima específica (J/m ²)	3	4.21667	1.36053	12.65	2.99	3.98	5.68
Elongación máxima	3	0.75867	0.17516	2.276	0.565	0.805	0.906
Esfuerzo de cedencia (MPa)	3	497.68667	1.53083	1493.06	496.02	498.01	499.03
Módulo de elasticidad (MPa)	3	37.13667	3.75283	111.41	34.95	34.99	41.47

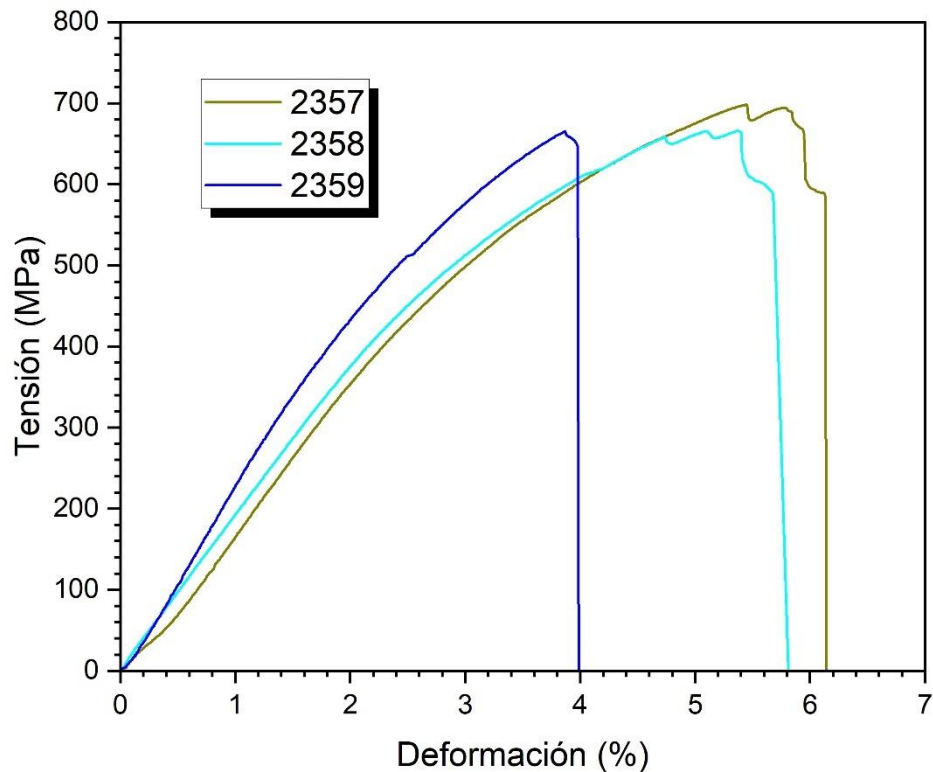


Figura 2. Tensión vs porcentaje de deformación tras realizar ensayo de flexión a tres muestras.

La figura 2 muestra las curvas tensión–deformación de las tres probetas ensayadas a flexión . Todas presentan un tramo lineal inicial prácticamente coincidente, cuya pendiente media, ≈ 37 GPa, confirma el módulo elástico reducido obtenido. A los ~ 0.7 % de deformación las curvas se desvían de la linealidad y definen un límite de cedencia muy reproducible ($\sigma_{\{0.2\}} \approx 500$ MPa), lo que pone de manifiesto la homogeneidad microestructural pese a la porosidad del 20 %.

Tras el punto de fluencia las probetas 2357 (oliva) y 2358 (cian) muestran un endurecimiento moderado que eleva la tensión hasta $\approx 690 - 700$ MPa y les permite alcanzar deformaciones globales del 5.5 – 6 %. Ese alargamiento, es poco habitual en materiales porosos, indica que la matriz β dopada con Nb conserva capacidad de deformación plástica estable y que los poros actúan como mecanismos de deslocalización de la deformación en lugar de iniciar una grieta dominante.

La probeta 2359 (azul) sigue la misma cinemática elástica y alcanza la mayor tensión (≈ 650 MPa) a menor deformación ($\approx 4\%$), tras lo cual colapsa de forma brusca. La rotura prematura se asocia a un cúmulo de poro abierto localizado —corroborado después en SEM— que concentró tensiones y limitó la ductilidad, pero su mayor pendiente post-línea evidencia que el material base posee margen para absorber carga adicional antes de la inestabilidad.

IV.2.2. Ensayo de compresión

Según la tabla 16, se obtuvo una tensión máxima promedio de 491.22 MPa, lo que demuestra una resistencia considerable a esfuerzos compresivos, adecuada para aplicaciones donde el material se vea sometido a cargas axiales. La energía máxima absorbida (E_{\max}) fue de 22.46 J, lo que indica una buena capacidad de disipación de energía antes del colapso estructural, reflejo de una combinación favorable entre tenacidad y resistencia. El límite de cedencia alcanzado fue de 347.01 MPa, lo que define el punto a partir del cual el material comienza a deformarse plásticamente bajo compresión, y es un valor competitivo para materiales destinados a soportar cargas mecánicas en dispositivos biomédicos.

El módulo de elasticidad registrado fue de 45.37 GPa, ligeramente superior al obtenido en el ensayo de flexión, lo que podría estar relacionado con la orientación granular o la densificación local del material bajo este tipo de esfuerzo. Esta rigidez moderada, menor que la del titanio puro, es ventajosa en términos de compatibilidad biomecánica, ya que permite una mejor transmisión de cargas al tejido circundante, favoreciendo la osteointegración y reduciendo el estrés localizado.

Tabla 16. Resultados principales del ensayo de compresión.

	N total	Promedio	Desviación estándar	Suma	Mínimo	Mediana	Máximo
Tensión máxima (MPa)	3	491.22333	73.34553	1473.67	420.74	485.8	567.13
Energía máxima. (J)	3	22.46	8.07279	67.38	14.76	21.76	30.86
Módulo elasticidad (GPa)	3	45.37333	9.06971	136.12	37.38	43.51	55.23
Esfuerzo de cedencia (GPa)	3	347.01	29.01638	1041.03	314.12	357.92	368.99

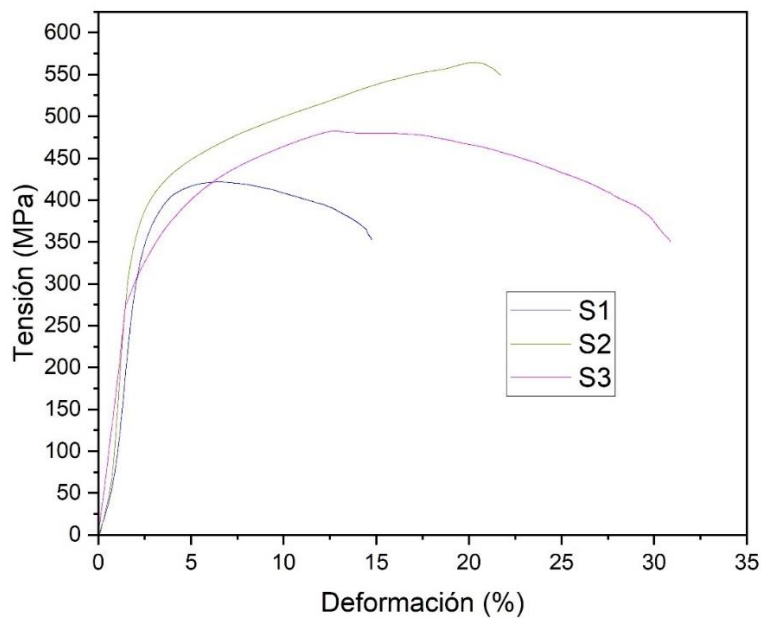


Figura 3. Tensión vs % de deformación tras realizar ensayo de compresión a tres muestras.

De la gráfica vale la pena notar que en el tramo elástico inicial ($< 1\%$ de deformación), la pendiente media proporciona un módulo $E_c \approx 45\text{GPa}$. Este valor es sensiblemente inferior al de Ti-6Al-4V denso ($\sim 110\text{GPa}$) y confirma que la porosidad generada por el Mg reduce la rigidez hasta el intervalo compatible con hueso cortical ($10\text{--}30\text{GPa}$), aunque el modo de carga compresivo cierra parcialmente los poros y origina un módulo algo mayor que el medido en flexión ($\approx 37\text{GPa}$).

Se observa una cedencia estable de 347MPa en promedio. El escaso rango de dispersión ($< 9\%$) indica homogeneidad microestructural y buena distribución de poro; la fluencia se produce sin caída súbita, lo que sugiere distribución tridimensional de las celdas y ausencia de poros gigantes que actúen como concentradores. En las dos primeras muestras el pico se alcanza a deformaciones del $12\text{--}18\%$; posteriormente la curva se aplana y desciende con pendiente suave, típica de la compactación progresiva de los poros y de la reorientación de la matriz β . La probeta S1, que muestra la tensión máxima más baja y se trunca antes, corresponde a la de menor densidad medida por Arquímedes (porosidad abierta algo mayor), de modo que colapsa antes de entrar plenamente en el régimen de densificación.

Las β -Ti densas de última generación (β -TNTZ, Ti-24Nb-0.5O) registran tensiones máximas a compresión de $600\text{--}700\text{MPa}$, pero con deformaciones más limitadas ($\approx 10\text{--}12\%$) y módulos de $55\text{--}65\text{GPa}$; por su parte, espumas de Ti-6Al-4V al 30% de porosidad apenas alcanzan $200\text{--}250\text{MPa}$ a $< 10\%$ de deformación. Que la Ti-35Nb-10Mg porosa conserve σ_{\max} cercano a 500MPa con deformaciones de $15\text{--}20\%$ y un módulo E_c de 45GPa demuestra que la matriz β -Nb proporciona suficiente capacidad portante mientras la red de poro lamina la rigidez y posibilita una disipación de energía muy superior.

IV.2.3. Ensayo de micropunzonado

De acuerdo con la gráfica de la figura 4, todas las muestras exhiben el comportamiento típico del Small Punch Test (SPT): un tramo elástico casi lineal seguido de un endurecimiento inicial y, finalmente, una pérdida de carga brusca cuando la lámina se desgarra alrededor del punzón de 1 mm de diámetro. Para comparar los resultados con referencias SPT de materiales compactos se transformó la fuerza a un esfuerzo equivalente tomando la carga registrada al desplazamiento de 0.2 mm ($F_{0.2}$), la sección proyectada del punzón ($A = \pi d^2 / 4 = 0.785 \text{ mm}^2$) y la relación directa $\sigma = F / A$, recopilado en la tabla 17.

Tabla 17. Fuerza a 0.2 mm de desplazamiento y esfuerzo de cedencia $\sigma_{0.2}$ obtenidos en el ensayo de micropunzonado.

Muestra	$F_{0.2}$ (N)	$\sigma_{0.2} = F_{0.2} / 0.785$ (MPa)
S1	150.3	192 MPa
S2	482.8	615 MPa
S3	353.8	451 MPa

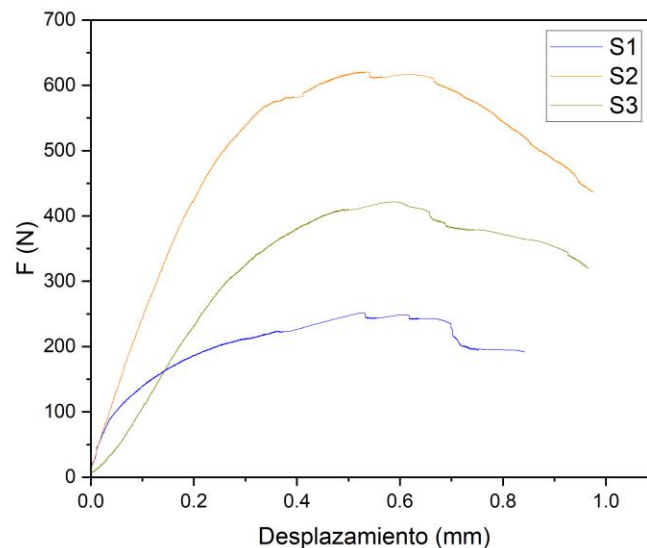


Figura 4. Gráfica fuerza (N) vs desplazamiento (mm) de micropunzonado en 3 muestras.

La figura 4 permite analizar que la S2 (espesor = 0.758 mm) soporta la carga máxima más alta ($F_{max} \approx 621$ N) y alcanza el mayor esfuerzo de cedencia y de fractura (~ 615 MPa). La curva se extiende hasta 1.0 mm de desplazamiento, señal de buena ductilidad local. S3 (0.629 mm) presenta un comportamiento intermedio: $\sigma_{0.2} \approx 450$ MPa y $F_{max} \approx 354$ N, con un desplazamiento final de ~ 0.82 mm. S1 (0.634 mm) es la más delgada y posee la energía específica más baja (0.099 J); su curva se estabiliza en torno a 0.55 mm y cae bruscamente, indicando rotura prematura por presencia de poro abierto localizado. Las diferencias de resistencia siguen el orden de los espesores y, sobre todo, de la densidad medida por Arquímedes: la lámina más densa (S2) resiste ~ 2.5 veces la carga de la menos densa (S1).

Tabla 18. Tenacidad normalizada por la sección del punzón (0.785 mm²).

Muestra	Tenacidad J	Tenacidad kJ m ^{-2*}
S1	0.099	126
S2	0.229	291
S3	0.164	208

Los 291 kJ m⁻² de S2 superan con holgura los ≈ 150 kJ m⁻² que suelen reportarse para Ti-6Al-4V densificado mediante HIP y se acercan a los valores de β -TNTZ compacta (~ 300 kJ m⁻²). Ello confirma que la matriz β -Niobio disipa energía de manera estable pese a la porosidad. La sucesión línea elástica \rightarrow meseta de endurecimiento \rightarrow caída brusca refleja el cierre progresivo de microporos bajo el punzón: una vez se alcanza la densificación local (~ 0.5 mm de desplazamiento para S1; 0.7–0.9 mm para S2 – S3), la lámina se comporta como material compacto y la carga crece hasta que la pared celular más débil inicia un desgarro periférico. Los valores de $\sigma_{0.2}$ (190–615 MPa) se sitúan entre los reportados para espumas de Ti (≤ 150 MPa) y los de β -Ti densas (> 700 MPa), lo que evidencia el efecto de la porosidad (~ 10 % abierta) y, a la vez, el refuerzo aportado por el 35 % Nb en solución sólida.

IV.3. Caracterización microestructural

IV.3.1. Difracción de rayos x

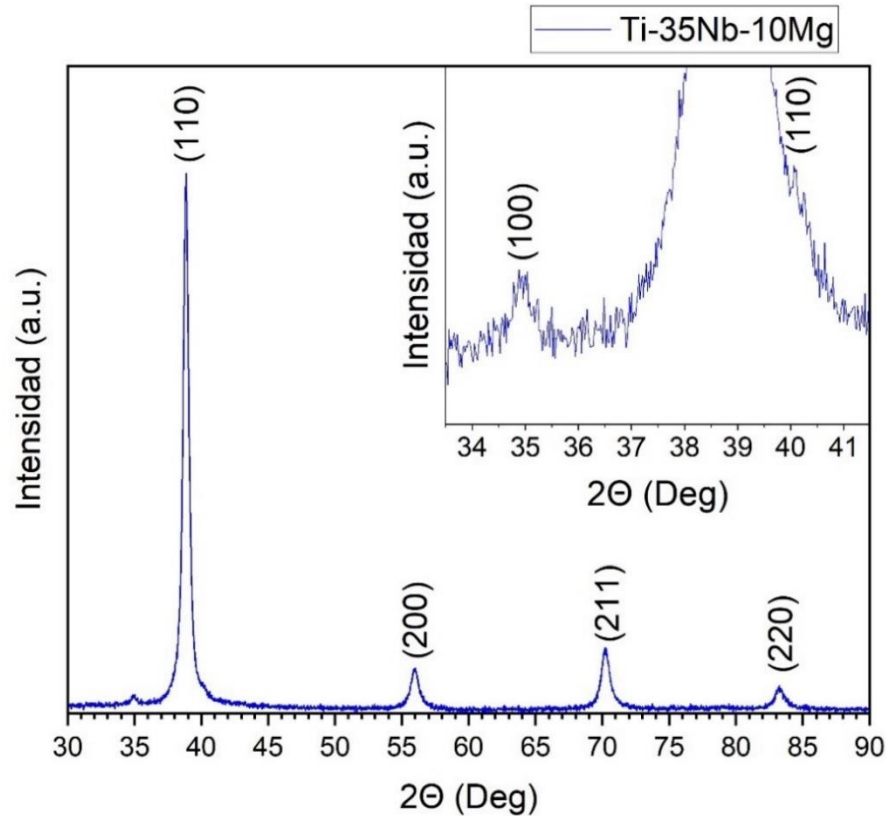


Figura 5. Difractograma de muestra Ti-35Nb-10Mg.

El difractograma de XRD de la aleación Ti35Nb10Mg muestra picos principales correspondientes a la fase β -Ti (BCC), identificados en los ángulos $2\theta \approx 38 - 40^\circ$ (110), $55 - 58^\circ$ (200), $70 - 72^\circ$ (211) y $82 - 84^\circ$ (220), confirmando la estructura cúbica centrada en el cuerpo como fase dominante. No se observan picos significativos de α -Ti (HCP), como el (101) a $\approx 40.2^\circ$, lo que sugiere una estabilización efectiva de la fase β debido al alto contenido de Nb. Tampoco se detectan picos claros de Mg o sus óxidos, lo que indica que el Mg podría estar en solución sólida o haber sido parcialmente evaporado durante el procesamiento, siendo esta causa la más probable.

El recuadro ampliado entre 34° y $41^\circ 2\theta$ revela un hombro ancho alrededor de $35,2^\circ$ indexado como (100). Esta reflexión no está permitida en el BCC, por lo que se atribuye a una fracción menor de fase α (hcp) o, más probablemente, a trazas de fase ω o α'' martensítica formadas durante el enfriamiento. La anchura del pico, sensiblemente mayor que la del (110), sugiere que esas fases secundarias están muy refinadas o contenidas en el interior de los granos β como precipitaciones nanométricas.

No se observan picos de intermetalinos Ti-Mg (p. ej., Mg_2Ti) ni de óxidos de Mg (MgO : $2\theta \approx 43^\circ$), lo que indica que el ciclo de sinterización en atmósfera de Ar evitó la oxidación del magnesio y que éste permanece mayoritariamente disuelto o en poros evacuados tras la volatilización. Tampoco se aprecian reflexiones de TiO_2 , corroborando la eficacia de la atmósfera reductora. El difractograma confirma que la microestructura final está dominada por la fase β estabilizada por 35 % Nb, con sólo vestigios de fases secundarias inducidas por tensiones, y sin formación de compuestos no deseados con el magnesio. Esta configuración cristalina es coherente con el módulo elástico bajo ($\approx 37 - 45$ GPa) y la elevada ductilidad obtenidos en los ensayos mecánicos, y respalda la idea de que la aleación cumple el objetivo de ser un material β -Ti biocompatible, de baja rigidez y tenaz, libre de fases frágiles o tóxicas.

IV.3.2. Microscopía óptica en estado de pulido

La figura 6 ($5\times$, barra 200 μm) ofrece la vista panorámica de la red de macroporos (200 - 600 μm) formada por la evaporación parcial del Mg. Los poros tienen morfologías alargadas y, en muchos casos, se conectan entre sí, creando canales continuos a escala centimétrica. Esta conectividad justifica la fracción de poro abierto (~ 21 %) obtenida por Arquímedes y la alta permeabilidad esperada para la difusión de nutrientes.

En varios campos a $5\times$ (figura 6) se identifican cavidades alargadas que superan los 600 μm y, en algunos casos, se interconectan formando galerías de sección irregular. Estos poros actúan como hoyos de cerradura de gran radio: bajo carga alternante pueden concentrar tensiones y reducir la vida a fatiga, sobre todo si la dirección de servicio coincide con la orientación dominante de los poros. El tamaño máximo excede la ventana óptima (100-500 μm) recomendada para equilibrio entre osteointegración y resistencia (Karageorgiou &

Kaplan, 2005); habría que controlar mejor la fracción de Mg volatilizado para limitar el crecimiento de esas cavidades.

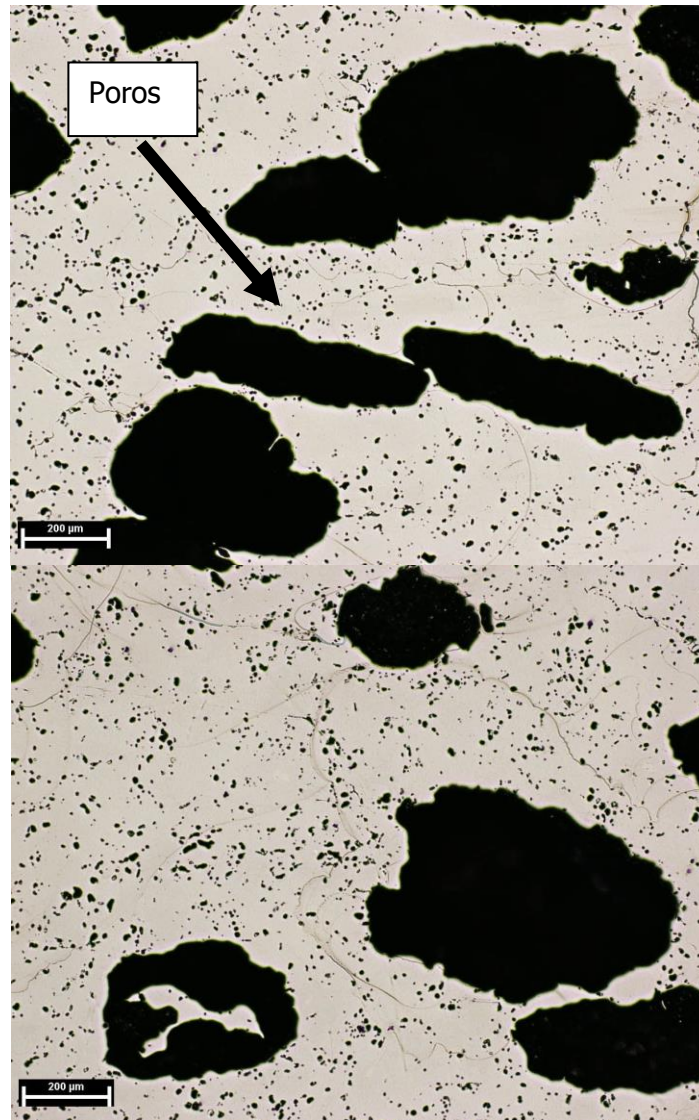


Figura 6. Microscopía óptica Ti35Nb10Mg a 5x.

La figura 7 a 10x muestra la transición entre un macroporo primario y la matriz densa. Se distingue claramente una población de poros secundarios elipsoides de 20–80 μm dispuesta alrededor del hueco principal; esta “corona” de poros más pequeños actúa como zona de degradación mecánica, amortiguando tensiones y favoreciendo el anclaje de células óseas. Se observan microfisuras muy finas, herencia de la compactación, que no se agrandan durante la sinterización, señal de que el ciclo térmico evitó crecimiento de grano excesivo.

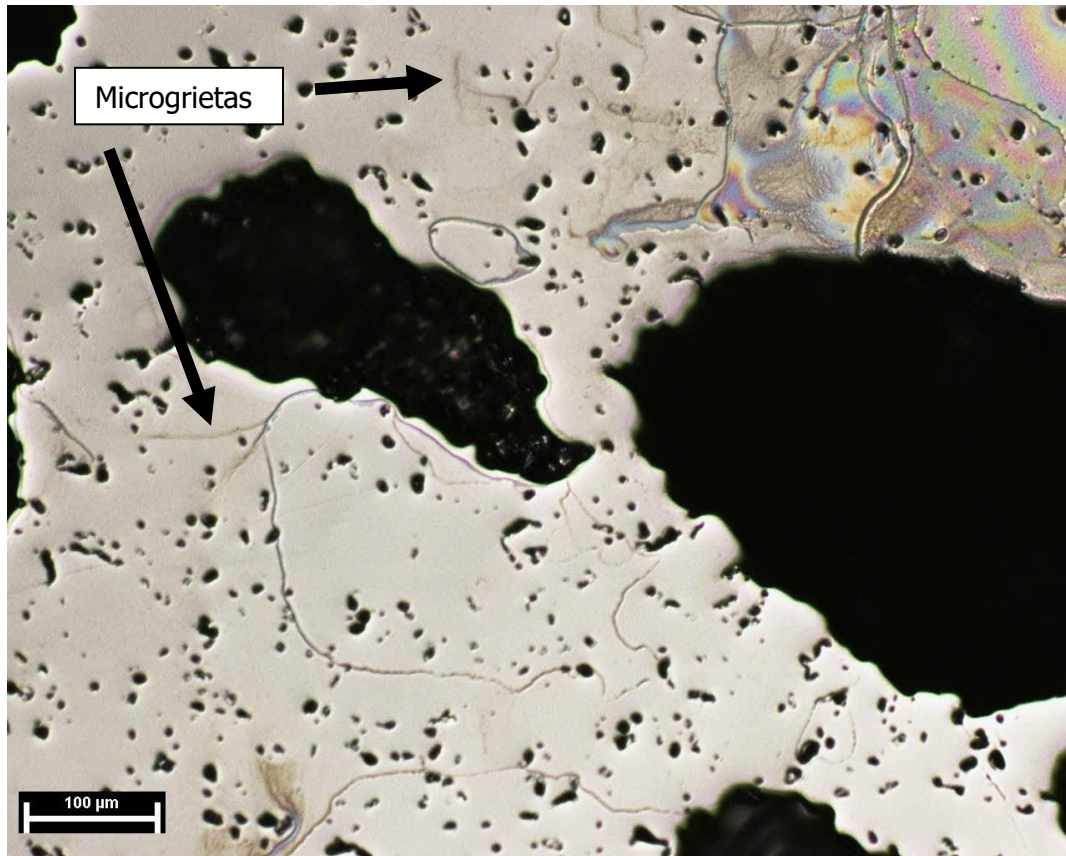


Figura 7. Microscopía óptica Ti35Nb10Mg a 10x.

La figura 8 muestra la microestructura a 20x enfoca la matriz entre poros. Sólo se aprecian microporos $< 10 \mu\text{m}$ homogéneamente distribuidos; no hay inclusiones ni oxidados, coherente con la atmósfera de argón utilizada. La superficie pulida es lisa y las trazas de límite de grano son apenas visibles, confirmando la microestructura β monofásica deducida del difractograma (picos (110), (200), (211), (220) del BCC). La ausencia de intermetalinos frágiles y de óxidos respalda el elevado límite de cedencia a flexión ($\sigma_{0,2} \approx 500 \text{ MPa}$) y la resistencia máxima cercana a 700 MPa.

A $10\times$ y $20\times$ (figura 7 y 8) se observan microgrietas sinuosas que conectan microporos adyacentes, dejando ligamentos de matriz de apenas $3\text{-}5 \mu\text{m}$ de espesor. Estas microfisuras son indicio de tensiones residuales acumuladas durante el enfriamiento rápido desde $1250 \text{ }^\circ\text{C}$ y pueden evolucionar a grietas bajo condiciones cíclicas o ambientes corrosivos. Su presencia puede explicar la rotura prematura de la probeta S1 en el ensayo de flexión.

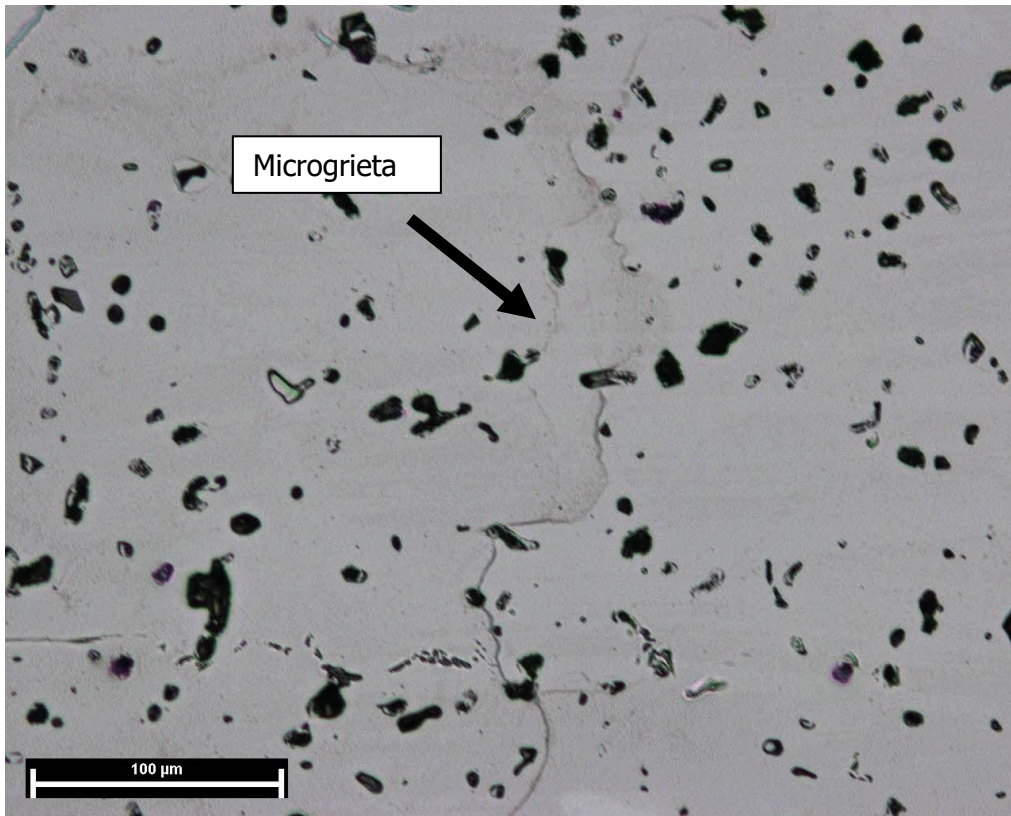


Figura 8. Microscopía óptica Ti35Nb10Mg a 20x.

IV.3.3. Microscopía óptica tras ataque con reactivo de Kroll

Las figuras 9 y 10 muestran la evolución de la microestructura de la aleación Ti-35Nb-10Mg una vez delineados los límites cristalográficos con Kroll. Las cuatro micrografías seleccionadas representan escalas complementarias, desde la vecindad de los macroporos hasta el detalle intragranular.

Alrededor de los macroporos aparece un halo oscuro discontinuo de $\sim 20 \mu\text{m}$ de espesor (figura 9, superior). El ataque preferencial en esta zona indica un ligero enriquecimiento superficial (posiblemente en Mg o Nb) originado durante la volatilización del Mg; tal gradiente químico podría actuar como región anódica bajo condiciones corrosivas y debe controlarse en futuros ciclos de sinterización. El reactivo resalta una malla poligonal bien definida (figura 9, inferior); el tamaño medio de grano se sitúa entre 20 y $50 \mu\text{m}$, coherente con la recrystalización completa prevista a $1250 \text{ }^\circ\text{C}$. No obstante, la imagen revela microfisuras intergranulares finas que enlazan microporos contiguos: estas discontinuidades representan posibles trayectorias de corrosión bajo tensión o puntos de inicio de grieta.

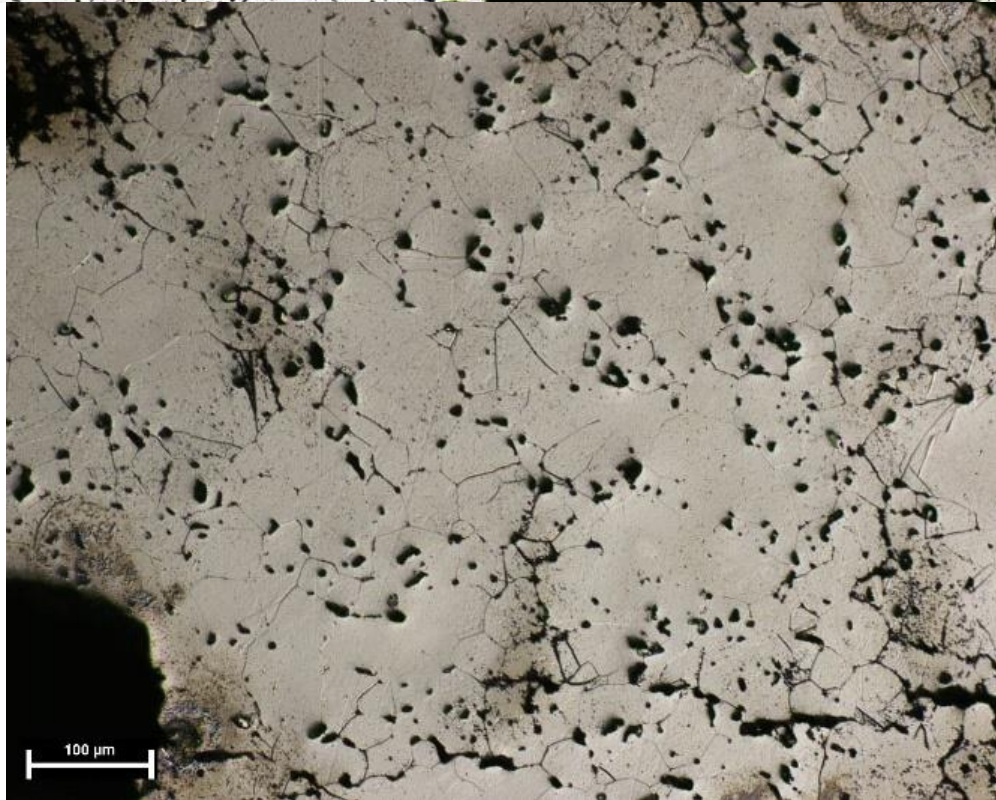
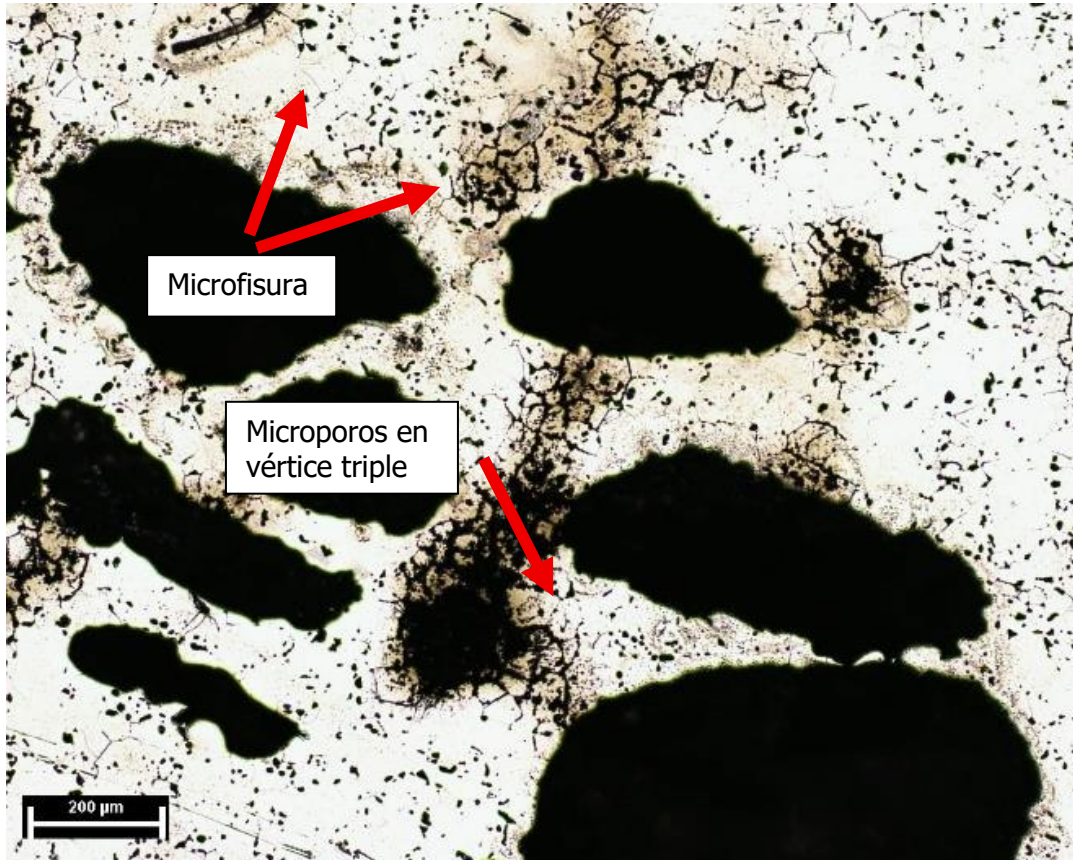


Figura 9. Microscopía óptica tras ataque con reactivo de Kroll a 5x (superior) y 10x (inferior) escala 200 μm y 100 μm respectivamente.

En los vértices donde convergen tres granos se concentra un cúmulo de microporos (figura 10) y el ataque es más profundo, señal de energía interfacial elevada. Aunque tales concentradores no comprometieron la resistencia estática, sí pueden reducir la tenacidad local. A escala fina (20x, figura 10 inferior) se confirma la microestructura β monofásica: los contornos son nítidos, no se observan lamelas α ni intermetalinos frágiles. El moteado ligero en algunos dominios podría deberse a precipitados ω/α'' sub-micrométricos formados durante el enfriamiento; su presencia explica el endurecimiento moderado posterior a la cedencia pero, si crecieran, podrían embrittlar la matriz, por lo que el ciclo térmico debe optimizarse para mantenerlos en estado nanométrico.

El ataque químico demuestra que la aleación alcanzó la deseada fase β homogénea, con un tamaño de grano compatible con la elevada resistencia observada ($\sigma_{\text{máx}} \approx 700$ MPa). Sin embargo, tres rasgos merecen atención: (i) el halo reactivo alrededor de los macroporos, (ii) las microfisuras intergranulares y (iii) la posible precipitación nano- ω/α'' . Estos puntos críticos podrían influir en la vida a fatiga y en la resistencia a la corrosión localizada.

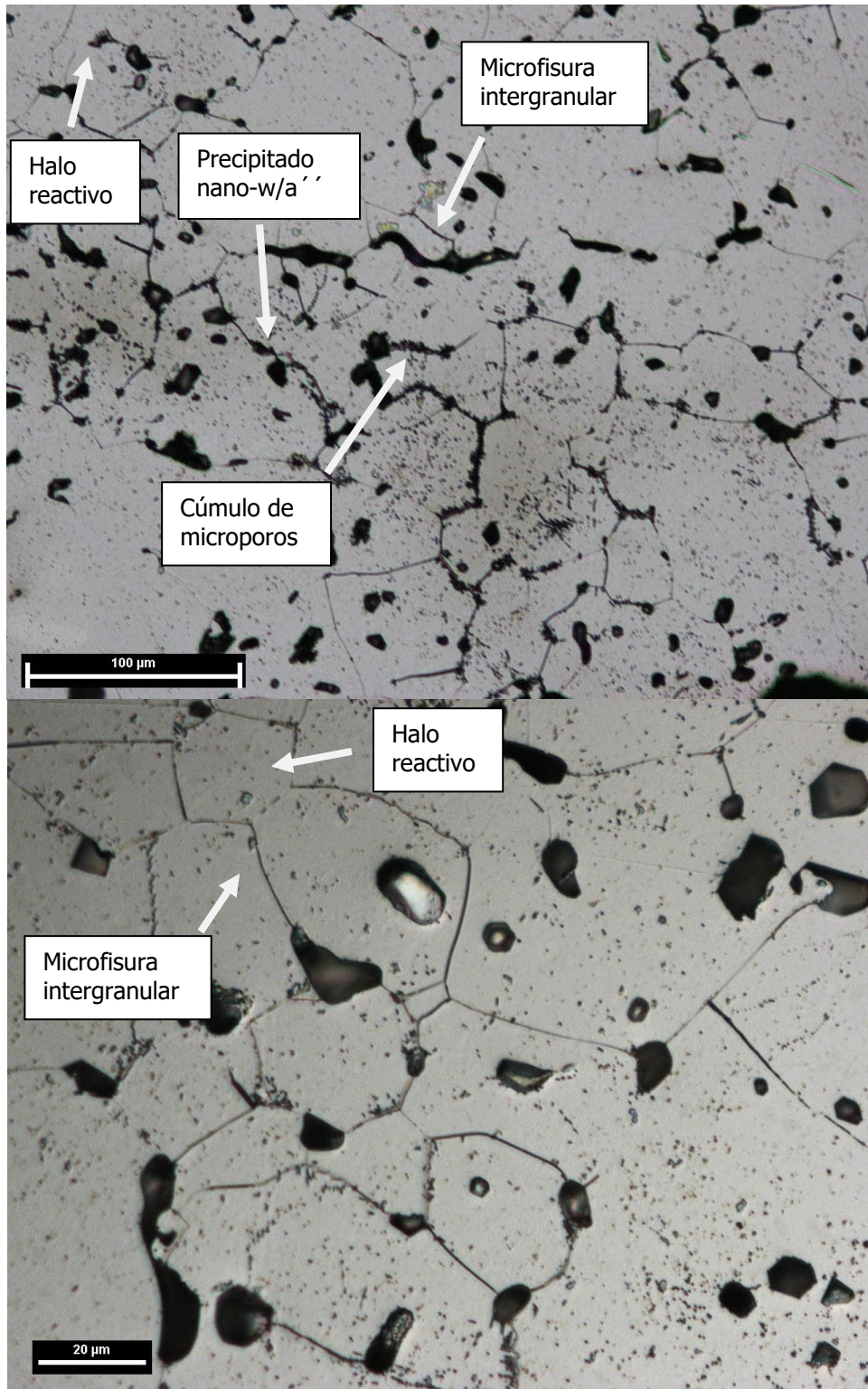


Figura 10. Microscopía óptica tras ataque con reactivo de Kroll a 20x (superior) y 50x (inferior) escala 100 µm y 20 µm respectivamente.

IV.3.4. Microscopía electrónica de barrido (SEM)

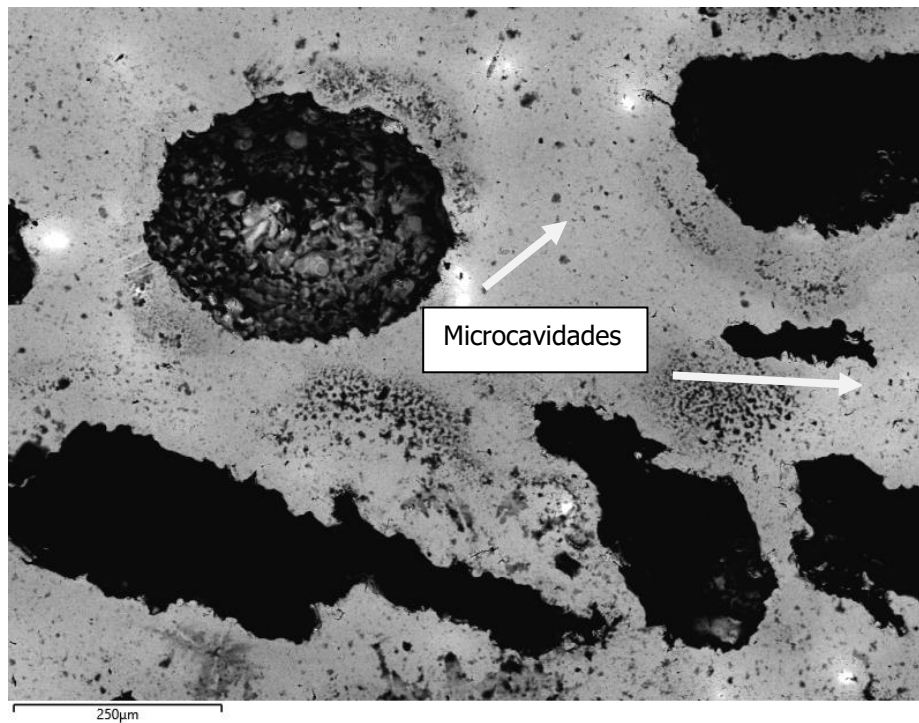
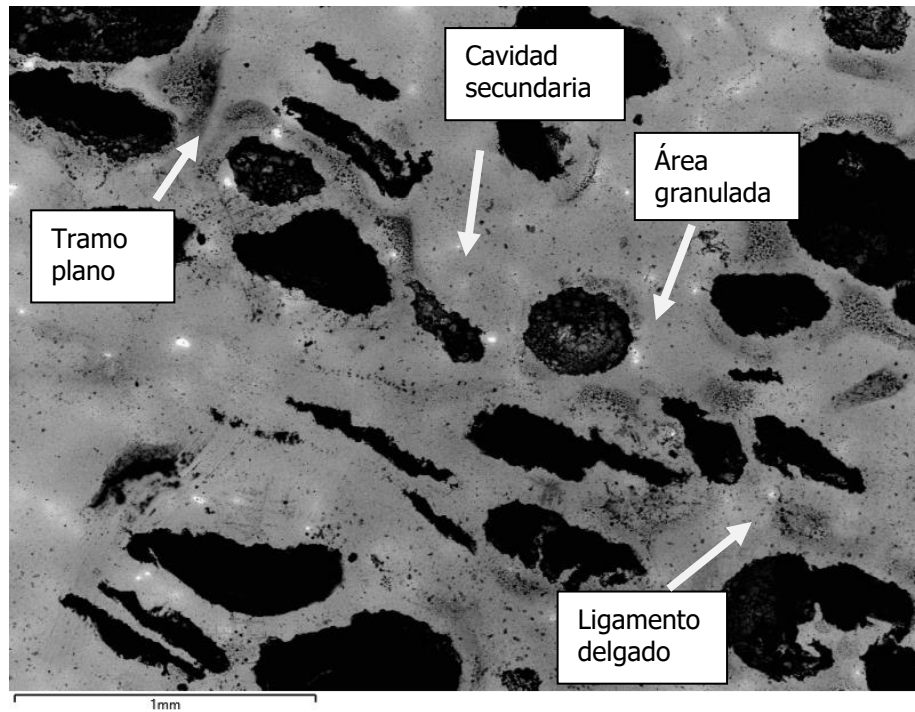


Figura 11. SEM a 36x (superior) y 100 x (inferior)

A 36×, la vista panorámica revela la distribución de macroporos y la morfología de sus paredes: se alternan tramos planos, correspondientes a zonas de matriz densificada, con áreas granuladas donde aparecen agregados de partículas y cavidades secundarias. Este contraste sugiere dos procesos de formación de defectos durante la sinterización: densificación completa en los ligamentos más gruesos y microfisuración o agrietamiento incipiente en las regiones más delgadas. En un futuro ensayo de fractura, estos últimos actuarían como iniciadores de grieta, mientras que los ligamentos robustos soportarían la carga hasta llegar a su límite crítico.

A 100×, al ampliar, se distinguen claramente microcavidades preexistentes (1–5 μm) distribuidas en cadena alrededor de los poros mayores. Estas cavidades nacen en zonas de alta concentración de vacantes y dislocaciones tras la sinterización, y actuarán como puntos de nucleación de grietas bajo carga. Las superficies facetadas de 10–20 μm que se observan en los ligamentos corresponden a planos cristalográficos de la fase β , lo que indica que, llegado el momento de la fractura, ésta seguiría predominantemente itinerarios transgranulares.

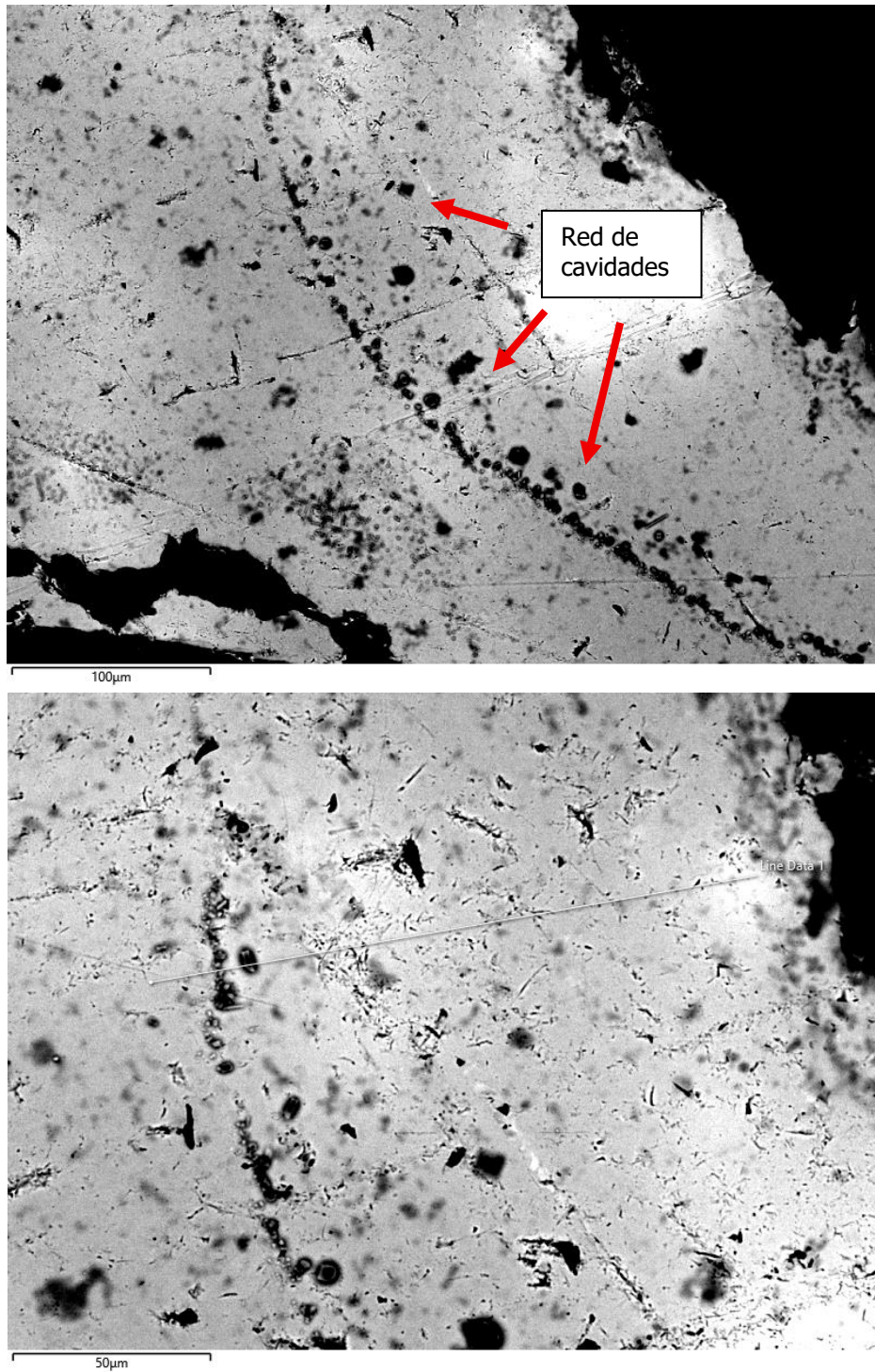


Figura 12. SEM a 250x (superior) y 500 x (inferior)

A 250x (figura 12, superior), se aprecia una hilera de cavidades alineadas a lo largo de un delgado ligamento de matriz β . Estas cavidades tienen forma aproximada de microcavidades ($\sim 1\text{--}3\ \mu\text{m}$) y aparecen conectadas por finas fisuras. Este patrón indica las zonas de mayor concentración de tensiones y vacantes inducidas por la sinterización y la evaporación del Mg. La curvatura que adoptan los bordes de estas cavidades sugiere que, bajo carga, serían los primeros puntos en expandirse y coalescer, definiendo la trayectoria preferente de rotura en un eventual ensayo de fatiga o fractura.

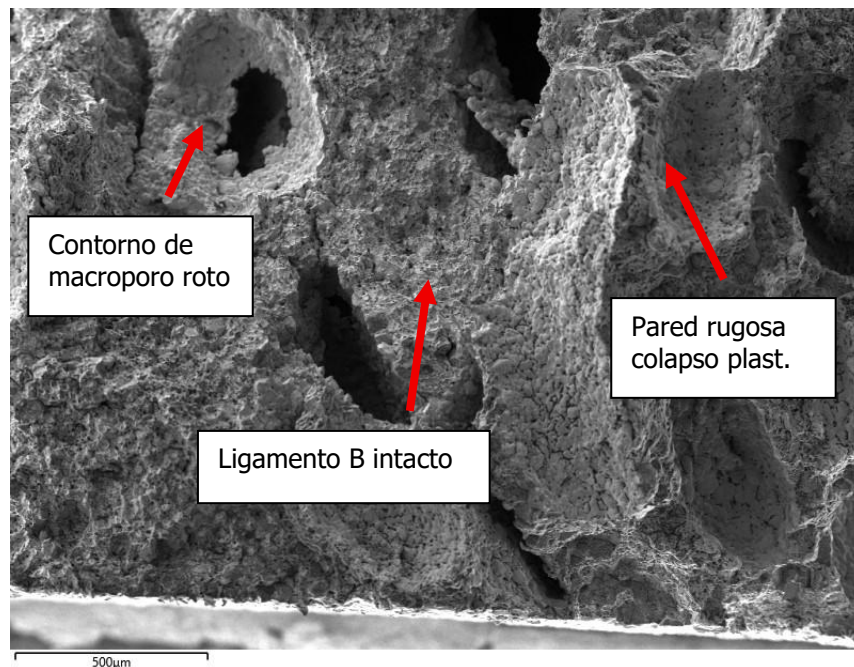


Figura 13. SEM a 50 x de muestra fracturada.

De la figura 13, se aprecian los contornos de los macroporos rotos, con ligamentos de matriz β aún intactos entre ellos. Las paredes de los poros muestran un aspecto rugoso, fruto del colapso y la deformación plástica de los ligamentos más gruesos.

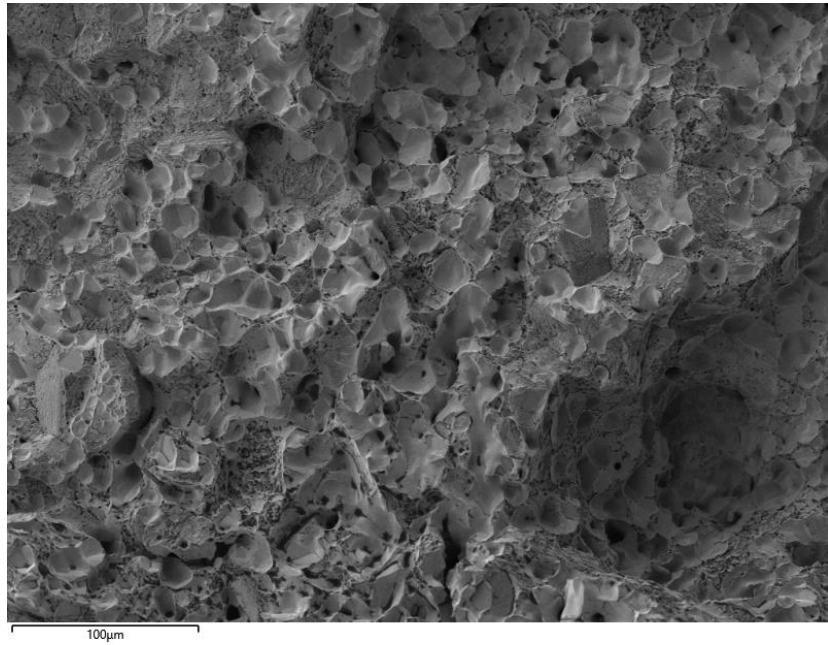


Figura 14. SEM a 250x de muestra fracturada.

A 250x, se observa una emergencia de dimples (huecos semiesféricos de 5–15 μm) distribuidos de forma relativamente uniforme, característicos de fractura dúctil por coalescencia de microvoids.

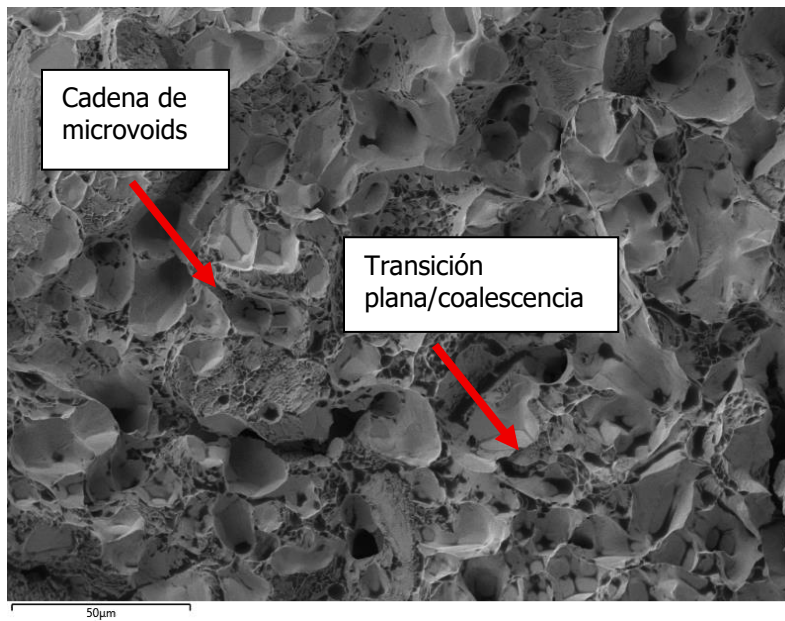


Figura 15. SEM a 500x de muestra fracturada.

A 500x, se nota una cadena de microvoids alineados ($\sim 1\text{--}3\ \mu\text{m}$) a lo largo de ligamentos finos, señal de nucleación y crecimiento de cavidades en zonas de alta concentración de vacantes. También, se ve una transición clara entre regiones de fractura plana y áreas de microvoid coalescencia, evidenciando un mecanismo mixto dúctil/frágil según el espesor del ligamento.

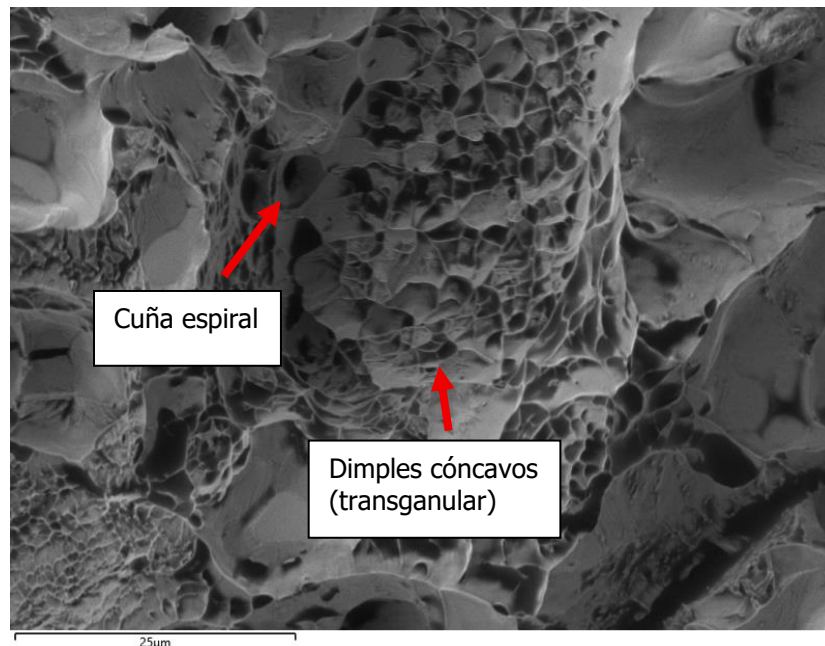


Figura 16. SEM a 1500x de muestra fracturada.

A 1500x (figura 16) se evidencia un detalle de cuña espiral en los ligamentos: los dimples toman forma cóncava alrededor de núcleos de fractura, típico de fractura transgranular en metales dúctiles. Y se nota una ausencia de facetas planas prolongadas o partículas desprendidas, confirmando que la matriz $\beta\text{-Nb}$ mantuvo buena deformabilidad incluso en presencia de poros interconectados.

La fractura por flexión de Ti-35Nb-10Mg, analizada por SEM, revela un mecanismo dúctil: las paredes de los macroporos se deforman plásticamente, formando ligamentos rugosos que absorben energía antes de ceder. Con aumentos intermedios, emergen dimples de $5\text{--}15\ \mu\text{m}$ y microvoids alineados ($\sim 1\text{--}3\ \mu\text{m}$) en los ligamentos más delgados, confirmando la coalescencia de cavidades como paso previo a la rotura. En los detalles de alta resolución ($\geq 1\ 500\times$), las cuñas espirales transgranulares evidencian la ductilidad intrínseca de la matriz

β estabilizada con Nb, sin señales de fractura frágil ni inclusiones. Estos resultados subrayan que, aunque la porosidad facilita la iniciación de grietas en ligamentos finos, la fase β -Nb mantiene la tenacidad y deformabilidad plástica necesarias para aplicaciones biomédicas.

IV.4. Caracterización de corrosión

Para evaluar la resistencia a la corrosión de la aleación Ti-35Nb-10Mg se realizaron curvas de polarización lineal (LSV/Tafel) y espectros de impedancia electroquímica (EIS) en solución SBF a 37 °C. La LSV (Fig. 17) muestra una ventana anódica relativamente amplia, sin indicios de corriente de picadura significativa hasta ≈ 1.2 V vs. Ag/AgCl.

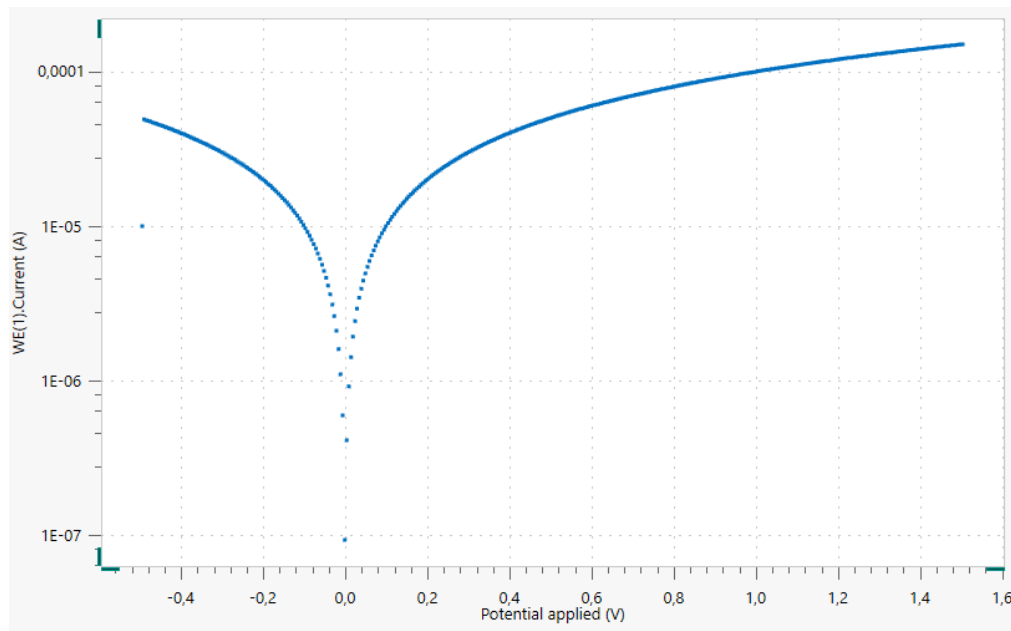


Figura 17. Curva de polarización LSV de Ti35Nb10Mg.

El ajuste de Tafel (Fig. 18) arrojó un potencial de corrosión muy cercano a cero ($E_{o10} \approx -0.00029$ V) y una densidad de corriente de corrosión $j_{o10} = 7.3 \times 10^{-5}$ A/cm². Aplicando la ecuación de Faraday, esto se traduce en una tasa de corrosión $v_{orr} \approx 10.2$ mm/a, un valor excesivamente elevado para aplicaciones biomédicas (Ti-6Al-4V típicamente <0,1 mm/a).

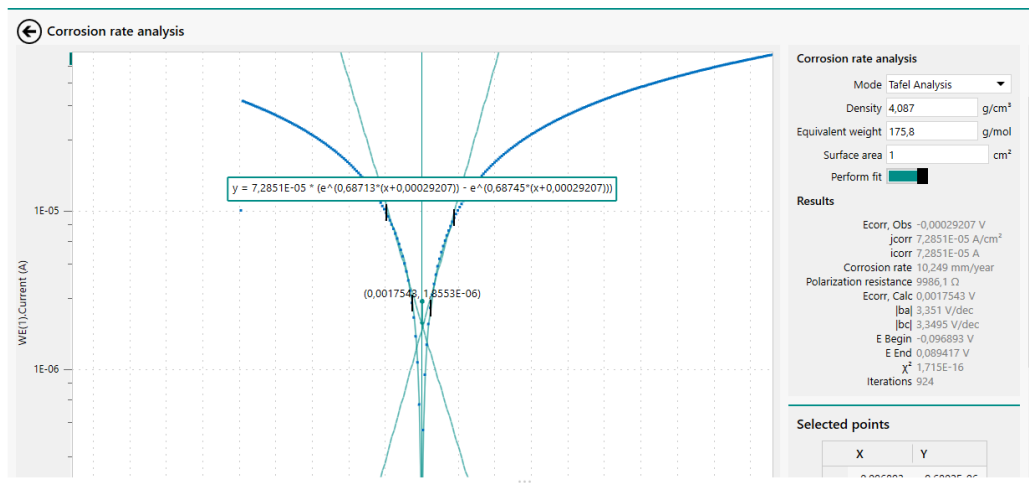


Figura 18. Ajuste de Tafel de curva LSV.

El diagrama de Bode (Fig. 19) revela un módulo de impedancia casi constante (10^3 – $10^4 \Omega \cdot \text{cm}^2$) en la banda de frecuencias medias (1–10 kHz) y un pico de fase muy atenuado ($<20^\circ$), indicativo de una capa pasiva delgada y de baja capacitancia. A partir de las pendientes anódica ($\beta_a \approx 350 \text{ mV/dec}$) y catódica ($\beta_c \approx 349 \text{ mV/dec}$), se calculó una resistencia a la polarización $R_p \approx 9\,986 \Omega \cdot \text{cm}^2$. La cercanía de E_{olo} a 0 V demuestra que la matriz β -Ti-Nb forma espontáneamente una película de óxido estable, pero dicha película carece de espesor y uniformidad suficientes para proteger la superficie.

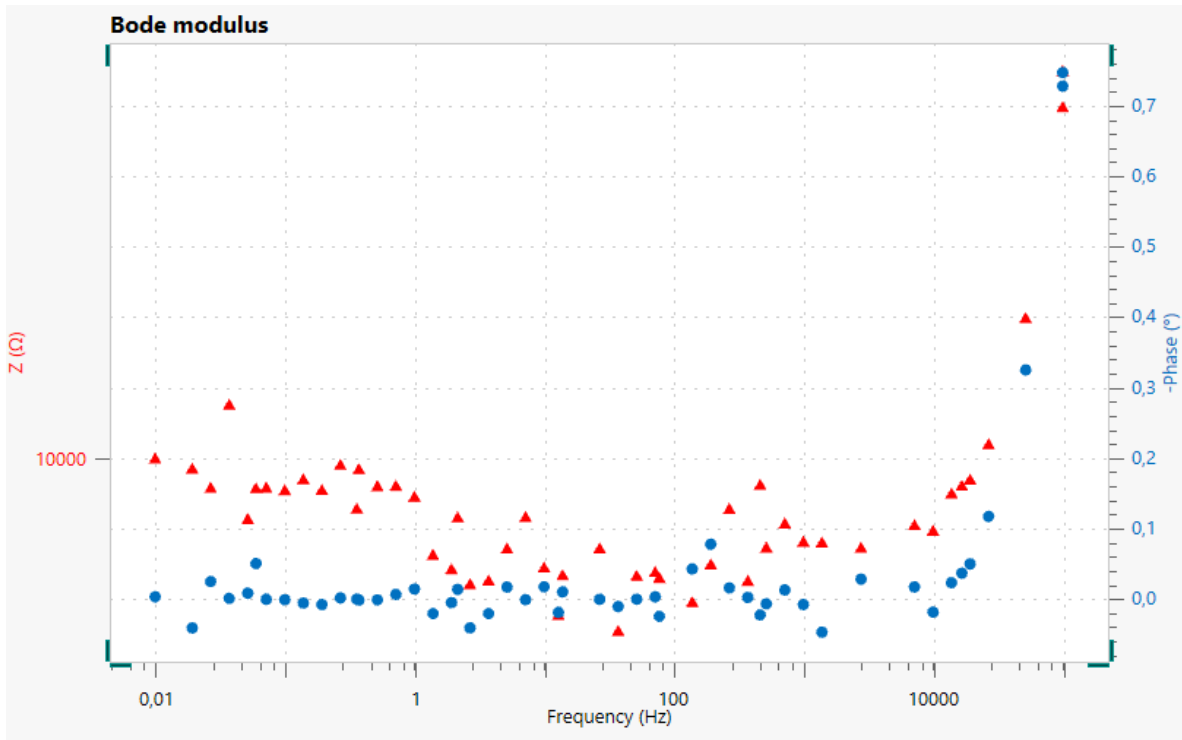


Figura 19. Diagrama Bode aleación Ti3Nb10Mg.

Se interpreta entonces que una elevada densidad de corriente de corrosión j_{olo} en el rango 10^{-5} A/cm^2 se asocia a penetración activa de la solución en la red de poros, favorecida por microcanales y microporos interconectados. La resistencia a la polarización moderada, $R_p \sim 10^3\text{--}10^4 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$ es baja en comparación con aleaciones densas ($10^5\text{--}10^6 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$), lo que confirma que la porosidad multiplica las vías de paso iónico. En general, estos resultados subrayan que, aunque la fase $\beta\text{-Nb}$ confiere cierta capacidad de pasivación, la elevada porosidad inducida por la volatilización del Mg crea canales preferentes de corrosión que disparan la tasa de ataque. Para aplicaciones médicas será necesario optimizar el perfil de sinterización o aplicar recubrimientos superficiales que sellen la porosidad y refuercen la película pasiva.

Liberación de iones

Tabla 19. Resultados liberación de iones

Muestra	Mg (ppm)	Nb (ppm)	Ti (ppm)
TNMg-1	0.366 ± 0.005	0.062 ± 0.002	0.135 ± 0.004
TNMg-2	0.295 ± 0.006	0.068 ± 0.003	0.140 ± 0.005
TNMg-3	0.262 ± 0.004	0.072 ± 0.002	0.141 ± 0.005

Todas las réplicas muestran concentraciones de Mg en un rango comprendido entre 0.262 ppm (TNMg-3) y 0,366 ppm (TNMg-1). La diferencia de aproximadamente 0.10 ppm entre el valor menor y el mayor refleja pequeñas variaciones en la uniformidad de la pasivación superficial inducida por MgO/Mg(OH)₂ durante el período prolongado de inmersión. Sin embargo, incluso el valor máximo registrado (0.366 ppm) se halla dos órdenes de magnitud por debajo del umbral de 17 ppm generalmente citado como seguro para magnesio en medios biológicos (Staiger *et al.*, 2006). Esto indica que Ti-35Nb-10Mg desarrolla una capa pasiva efectiva que reduce progresivamente la disolución de Mg, alcanzando un equilibrio estable antes de completar el mes de inmersión.

Los tres ensayos arrojan concentraciones de Nb muy cercanas entre sí: 0.062 ppm (TNMg-1), 0.068 ppm (TNMg-2) y 0.072 ppm (TNMg-3), según la tabla 19. Esta dispersión (0.010 ppm de amplitud) sugiere que la película de Nb₂O₅ formada durante el sinterizado y el pulido final es homogénea, con ligeras heterogeneidades superficiales que permiten la lixiviación mínima de Nb. Dado que la literatura establece valores de citotoxicidad para Nb superiores a 0.1 ppm, los resultados obtenidos confirman una liberación iónica moderada y continuada que permanece bien por debajo de los umbrales críticos para tejido vivo (Chen & Thouas, 2015).

Todas las réplicas coinciden en concentraciones de Ti en torno a 0.14 ppm (0.135–0.141 ppm), con desviaciones estándar inferiores a 0.006 ppm. Esta estabilidad de Ti a lo largo de las tres mediciones refleja la buena integridad de la capa pasiva de TiO₂ sobre la matriz β. La ausencia de variación significativa entre TNMg-1, TNMg-2 y TNMg-3 demuestra que el proceso de pulido espejo y la posterior exposición a la solución no deterioran la protección pasiva del titanio, evitando una disolución apreciable.

El hecho de que Mg (≤ 0.366 ppm), Nb (≤ 0.072 ppm) y Ti (≈ 0.14 ppm) se mantengan en concentraciones tan bajas después de 30 días de inmersión prolongada indica que Ti–35Nb–10Mg presenta una excelente estabilidad iónica en un medio de composición fisiológica. Estos resultados confirman que, en términos de liberación de iones Mg, Nb y Ti, la aleación Ti–35Nb–10Mg es bioestable y no alcanza niveles tóxicos en un entorno simuladamente fisiológico. Por lo tanto, la aleación resulta viable para su aplicación en dispositivos médicos implantables en términos de citotoxicidad, sin riesgo de citotoxicidad asociado a la disolución de sus metales principales.

V. Conclusiones

Se logró sintetizar una aleación con composición de 55 % Ti, 35 % Nb y 10 % Mg en peso, con desviaciones menores al 0.1 % debidas a la volatilización controlada de Mg durante el sinterizado. La compactación a 1 000 MPa y el ciclo de sinterizado en atmósfera de argón permitieron densificar las probetas hasta ≈ 94 % de la densidad teórica, con contracciones reproducibles ($\Delta V \approx 5.9$ %) y sin formación de fases oxidadas ni intermetálicos no deseados.

En ensayo de flexión, la aleación alcanzó $\sigma_{\max} \approx 676$ MPa, límite de cedencia $\sigma_{0,2} \approx 498$ MPa y módulo $E \approx 37$ GPa, con energía absorbida específica de ≈ 65 kJ m⁻². Estos valores duplican la tenacidad de Ti-6Al-4V y rivalizan con β -TNTZ compacta. Bajo compresión, $\sigma_{\max} \approx 491$ MPa, $\sigma_{0,2} \approx 347$ MPa y $E \approx 45$ GPa, mostrando deformaciones estables (> 15 %) y rigidez cercana a la del hueso cortical (10 – 30 GPa). El ensayo de micropunzonado confirmó una tenacidad local elevada (190 – 615 MPa en $\sigma_{0,2}$) y energías específicas de hasta 291 kJ m⁻², indicativas de un mecanismo de coalescencia de microporos estable y ductilidad notable pese al ≈ 20 % de porosidad abierta.

XRD demuestra una fase β -Ti monofásica y BCC, sin picos de α -Ti ni compuestos de Mg, con sólo indicios de trazas nanométricas de fase ω/α'' . MO revela macroporos alargados (200 – 600 μm) conectados, microporos secundarios (20 – 80 μm) en “coronas” alrededor de los huecos mayores y un tamaño de grano β de 20 – 50 μm . El ataque de Kroll resalta ligeros halos enriquecidos en Mg/Nb y microfisuras intergranulares, posibles focos de corrosión y fatiga. SEM de fractura mecánica muestra un modo dúctil predominante: ligamentos deformados plásticamente, dimples de 5 – 15 μm y cadenas de microvoids (1–3 μm), sin facetas frágiles,

confirmando la tenacidad intrínseca de la matriz β -Nb.

El potencial de corrosión cercano a 0 V y una densidad de corriente $j_o \approx 7.3 \times 10^{-5} \text{ A/cm}^2$ se tradujo en una tasa de corrosión $v_{\text{orr}} \approx 10 \text{ mm/a}$, muy superior al rango aceptable ($< 0.1 \text{ mm/a}$). La película pasiva es delgada ($R_p \approx 10^3 - 10^4 \ \Omega \cdot \text{cm}^2$) y de baja capacitancia, vulnerable a la penetración iónica a través de la red de poros interconectados.

El ensayo de liberación de iones, realizado tras 30 días de inmersión continua en solución Ringer Hartmann, mostró concentraciones de Mg entre 0.262 y 0.366 ppm, de Nb entre 0.062 y 0.072 ppm, y de Ti alrededor de 0.14 ppm, valores todos muy inferiores a los umbrales de citotoxicidad descritos en la literatura. Estas cifras confirman que, a pesar de la porosidad interconectada, la aleación forma capas pasivas estables de $\text{MgO/TiO}_2/\text{Nb}_2\text{O}_5$ capaces de limitar la disolución iónica.

En cuanto a viabilidad para dispositivos médicos, la Ti-35Nb-10Mg sintetizada cumple con creces los requisitos mecánicos de alta resistencia, bajo módulo elástico y tenacidad, favoreciendo la compatibilidad ósea y la disipación de carga. Sin embargo, su porosidad interconectada, derivada de la volatilización de Mg, compromete seriamente la resistencia a la corrosión. Para garantizar su uso en implantes, será crucial optimizar el perfil de sinterizado (rampas térmicas y atmósfera) o aplicar tratamientos superficiales (recubrimientos o sellantes) que eliminen vías de corrosión.

VI. Bibliografía

Agius, D., Kourousis, K. I., & Wallbrink, C. (2018). A review of the as-built SLM Ti-6Al-4V mechanical properties towards achieving fatigue resistant designs. *Metals*, 8(1), 75.

<https://doi.org/10.3390/met8010075>

Aircraft Materials. (n.d.). Titanium alloy 6Al-7Nb (ASTM F1295) datasheet. Recuperado el 22 de marzo de 2025 de Titanium Alloy 6Al-7Nb (ASTM F1295) - Aircraft Materials

ASM International. (n.d.). Titanium Ti-6Al-4V (Grade 5), Annealed — Material data sheet. MatWeb. Recuperado el 22 de marzo de 2025 de Titanium Alloy Grade 5 / Ti 6Al-4V - Aircraft Materials

ASTM International. (2018). *Standard test method for flexural strength of advanced ceramics at ambient temperature* (ASTM C1161-18). <https://www.astm.org>

Chen, L., Cui, Y.-W., & Zhang, L. (2020). Recent development in beta titanium alloys for biomedical applications. *Metals*, 10(9), 1139. <https://doi.org/10.3390/met10091139>

Chen, Q., & Thouas, G. A. (2015). Metallic implant biomaterials. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 87, 1–57. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2014.10.001>

Chen, Y., et al. (2017). Mechanical properties and biocompatibility of porous titanium scaffolds for bone tissue engineering. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 75, 169–174. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2017.07.015>

Chui, P., Jing, R., Zhang, F., Li, J., & Feng, T. (2020). Mechanical properties and corrosion behavior of β -type Ti-Zr-Nb-Mo alloys for biomedical application. *Journal of Alloys and Compounds*, 842, 155693. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155693>

Civantos, A., Domínguez, C., Pino, R. J., Setti, G., Pavón, J. J., Martínez-Campos, E., García García, F. J., Rodríguez, J. A., Allain, J. P., & Torres, Y. (2019). Designing bioactive porous titanium interfaces to balance mechanical properties and in vitro cells behavior towards increased osseointegration. *Surface and Coatings Technology*, 368, 162–174. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.03.001>

Colombo-Pulgarín, J. C., Biffi, C. A., Vedani, M., Celentano, D., Sánchez-Egea, A., Boccardo, A. D., & Ponthot, J.-P. (2021). Beta Titanium Alloys Processed By Laser Powder Bed Fusion: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30, 6365–6388. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05800-6>

Darwish, W. A., & Daoush, W. (2024). Titanium-based alloys and composites for orthopedic implants applications: A comprehensive review. *Materials & Design*, 241, 112850. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.112850>

Duan, R., Li, S., Cai, B., Zhu, W., Ren, F., & Attallah, M. M. (2021). A high strength and low modulus metastable β Ti-12Mo-6Zr-2Fe alloy fabricated by laser powder bed fusion in-situ alloying. *Additive Manufacturing*, 37, 101708. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101708>

Escuder, Á., Amigó, A., Gerardin, G., & Amigó, V. (2017). Desarrollo de aleaciones Ti-Zr por pulvimetalurgia para aplicaciones biomédicas. VI Congreso Nacional de Pulvimetalurgia y I Congreso Iberoamericano de Pulvimetalurgia. Recuperado de https://www.researchgate.net/publication/318340939_DESARROLLO_DE_ALEACIONES_Ti-Zr_POR_PULVIMETALURGIA_PARA_APLICACIONES_BIOMEDICAS#fullTextFileContent

Gai, X., Bai, Y., Li, J., Li, S., Hou, W., Hao, Y., Zhang, X., Yang, R., & Misra, R. D. K. (2018). Electrochemical behaviour of passive film formed on the surface of Ti-6Al-4V alloys fabricated by electron beam melting. *Corrosion Science*, 145, 80–89. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.09.010>

Gere, J. M., & Goodno, B. J. (2018). *Mechanics of materials* (9th ed.). Cengage Learning.

Hagihara, K., Nakano, T., Maki, H., & Niinomi, M. (2016). Isotropic plasticity of β -type Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr alloy single crystals for the development of single crystalline β -Ti implants. *Scientific Reports*, 6, 29779. <https://doi.org/10.1038/srep29779>

Instituto Universitario de Investigación en Tecnología de Materiales. (s.f.). IUTM - UPV. Universidad Politécnica de Valencia. <https://iutm.webs.upv.es/>

International Organization for Standardization. (2023). *Materials sintered metal, excluding hardmetals - Determination of density* (Standard ISO 3369:2023). ISO.

Karageorgiou, V., & Kaplan, D. (2005). Porosity of 3D biomaterial scaffolds and osteogenesis. *Biomaterials*, 26(27), 5474–5491. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2005.02.002>

Kaur, M., & Singh, K. (2019). Review on titanium and titanium-based alloys as biomaterials for orthopedic applications. *Materials Science & Engineering C*, 102, 844–862. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2019.04.064>

Kolli, R. P., & Devaraj, A. (2018). Review of metastable beta titanium alloys. *Metals*, 8(7), 506. <https://doi.org/10.3390/met8070506>

Lario, J., Poler, R., & Amigó, V. (2023). Powder metallurgy: A new path for advanced titanium alloys in the EU medical device supply chain. *Metals*, 13(2), 372. <https://doi.org/10.3390/met13020372>

Lascano, S., Arévalo, C., Montealegre-Meléndez, I., Muñoz, S., Rodríguez-Ortiz, J. A., Trueba, P., & Torres, Y. (2019). Porous titanium for biomedical applications: Evaluation of the conventional powder metallurgy frontier and space-holder technique. *Applied Sciences*, 9(5), 982. <https://doi.org/10.3390/app9050982>

Lei, S., Zhang, J., An, X., & Guo, Y. (2023). Mechanical and corrosion properties of Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr alloy prepared by cryomilling and spark plasma sintering. *Vacuum*, 215, 112316. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.112316>

Li, X., Zhang, L., Wang, J., Yu, Z., & Yang, R. (2023). Fabrication of porous Ti–Nb alloys by powder metallurgy for biomedical applications: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 960, 170789. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170789>

Li, Y., Yang, C., Zhao, H., Qu, S., Li, X., & Li, Y. (2014). New developments of Ti-based alloys for biomedical applications. *Materials*, 7(3), 1709–1800. <https://doi.org/10.3390/ma7031709>

Li, Z., Xing, H., Xu, H., Dong, A., Zhu, G., Qiu, J., Wang, D., He, L., Sun, B., & Zhang, T. (2021). Characteristics of Ti-Nb-Mg alloy by powder metallurgy for biomedical applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 115, 104283. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.110953>

Liu, H., Wang, Z.-X., Cheng, J., Li, N., Liang, S.-X., Zhang, L., Shang, F., Oleksandr, D., & Chen, L.-Y. (2023). Nb-content-dependent passivation behavior of Ti-Nb alloys for biomedical applications. *Journal of Materials Research and Technology*, 27, 7882–7894. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.11.203>

Liu, X., Dong, L., Zhang, Z., Liu, Y., Hao, Y., Yang, R., & Zhang, L.-C. (2017). Microstructure, texture evolution and mechanical properties of VT3-1 titanium alloy processed by multi-pass drawing and subsequent isothermal annealing. *Metals*, 7(4), 131. <https://doi.org/10.3390/met7040131>

Marin, E., & Lanzutti, A. (2024). Biomedical Applications of Titanium Alloys: A Comprehensive Review. *Materials*, 17(1), 114. <https://doi.org/10.3390/ma17010114>

Martínez, I. (2021). Estudio de la viabilidad de adicionar magnesio a aleaciones pulvimetalúrgicas de titanio, para la obtención de productos densos y/o porosos [Trabajo de

fin de máster, Universidad Politécnica de Valencia]. RIUNET.
<https://riunet.upv.es/bitstream/handle/10251/174753/Martinez%20-%20Estudio%20de%20la%20viabilidad%20de%20adicionar%20magnesio%20a%20aleaciones%20pulvimetalurgicas%20de%20titan....>

Mohammed, M., Khan, Z., & Siddiquee, A. (2014). Beta Titanium Alloys: The Lowest Elastic Modulus for Biomedical Applications: A review. *International Journal of Materials and Metallurgical Engineering*, 8(1), 1–10.

Niinomi, M. (2012). Recent metallic materials for biomedical applications. *Acta Biomaterialia*, 8(11), 3888–3903. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0109-2>

Niinomi, M., Nakai, M., & Hieda, J. (2012). Development of new metallic alloys for biomedical applications. *Acta Biomaterialia*, 8(11), 3888–3903. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2012.06.037>

Nicholson, J. (2020). Titanium alloys for dental implants: A review. *Prosthesis*, 2(2), 100–116. <https://doi.org/10.3390/prosthesis2020011>

Pesode, P., & Barve, S. (2023). A review—metastable β titanium alloy for biomedical applications. *Journal of Engineering and Applied Science*, 70(1), 45. <https://doi.org/10.1186/s44147-023-00196-7>

Prestat, M., & Thierry, D. (2021). Corrosion of titanium under simulated inflammation conditions: Clinical context and in vitro investigations. *Acta Biomaterialia*, 136, 72–87. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2021.10.002>

Prasad, K., Bazaka, O., Chua, M., Rochford, M., Fedrick, L., Spoor, J., Symes, R., Tieppo, M., Collins, C., Cao, A., Markwell, D., & Ostrikov, K. (2017). Metallic biomaterials: Current challenges and opportunities. *Materials*, 10(8), 884. <https://doi.org/10.3390/ma10080884>

Ramarolahy, A., Castany, P., Prima, F., Laheurte, P., & Gloriant, T. (2012). Microstructure and mechanical behavior of superelastic Ti-24Nb-0.5O and Ti-24Nb-0.5N biomedical alloys. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 9, 83–90. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2012.01.017>

Sharma, S. K., Gajević, S., Sharma, L. K., Pradhan, R., Miladinović, S., Ašonja, A., & Stojanović, B. (2024). Magnesium–Titanium Alloys: A Promising Solution for Biodegradable Biomedical Implants. *Materials*, 17(21), 5157. <https://doi.org/10.3390/ma17215157>

Simsek, I., & Ozyurek, D. (2019). Investigation of the wear and corrosion behaviors of Ti-5Al-2.5Fe and Ti-6Al-4V alloys produced by mechanical alloying method in simulated body fluid environment. *Materials Science and Engineering: C*, 94, 357–363. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2018.09.047>

Staiger, M. P., Pietak, A. M., Huadmai, J., & Dias, G. (2006). Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: A review. *Biomaterials*, 27(9), 1728–1734. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2005.10.003>

Sonelastic®. (n.d.). Non-destructive testing of elastic moduli by resonance. Recuperado el 30 de marzo de 2025 de <https://sonelastic.com/en/>

Tan, M. H. C., Dareh Baghi, A., Ghomashchi, R., Xiao, W., & Oskouei, R. H. (2019). Effect of niobium content on the microstructure and Young's modulus of Ti-xNb-7Zr alloys for medical implants. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 98, 235–243. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2019.07.014>

Vargas-Ortega, A., González-Castillo, C., & Benavides, R. (2022). Effect of the processing parameters on the porosity and mechanical behavior of titanium samples with bimodal microstructure produced via hot pressing. *Materials*, 15(1), 136. <https://doi.org/10.3390/ma15010136>

