



EDUCACIÓN
SECRETARÍA DE EDUCACIÓN PÚBLICA



TECNOLÓGICO
NACIONAL DE MÉXICO

Tecnológico Nacional de México

**Centro Nacional de Investigación
y Desarrollo Tecnológico**

Tesis de Doctorado

**Estudio Numérico y experimental para la prevención
y protección de la erosión en el borde de ataque de
palas de turbinas de viento de eje horizontal**

presentada por

MI. Oscar Eduardo Xosocotla Espejel

como requisito para la obtención del grado de
Doctor en Ciencias en Ingeniería Mecánica

Director de tesis

Dr. Rafael Ocampo Amezcua

Codirector de tesis

Dr. Horacio Martínez Valencia

Cuernavaca, Morelos, México. Junio de 2026.



Centro Nacional de Investigación y Desarrollo Tecnológico
Subdirección Académica

Cuernavaca Mor., 22/junio/2026

Oficio No. SAC/176/2026

Asunto: Autorización de impresión de tesis

OSCAR EDUARDO XOSOCOTLA ESPEJEL
CANDIDATO AL GRADO DE DOCTOR EN CIENCIAS
EN INGENIERÍA MECÁNICA
P R E S E N T E

Por este conducto, tengo el agrado de comunicarle que el Comité Tutorial asignado a su trabajo de tesis titulado **"Estudio numérico y experimental para la prevención y protección de la erosión en el borde de ataque de palas de turbinas de viento de eje horizontal"**, ha informado a esta Subdirección Académica, que están de acuerdo con el trabajo presentado. Por lo anterior, se le autoriza a que proceda con la impresión definitiva de su trabajo de tesis.

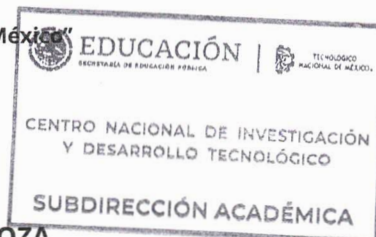
Esperando que el logro del mismo sea acorde con sus aspiraciones profesionales, reciba un cordial saludo.

ATENTAMENTE

Excelencia en Educación Tecnológica®

"Conocimiento y Tecnología al servicio de México"

CARLOS MANUEL ASTORGA ZARAGOZA
SUBDIRECTOR ACADÉMICO



c.c.p. Departamento de Ingeniería Mecánica
Departamento de Servicios Escolares

CMAZ/lmz.



2026
año de
Margarita
Maza



Educación
Secretaría de Educación Pública



TECNOLÓGICO
NACIONAL DE MÉXICO



Centro Nacional de Investigación y Desarrollo Tecnológico
Departamento de Ingeniería Mecánica

Cuernavaca, Mor. 12/junio/2026

DR. CARLOS MANUEL ASTORGA ZARAGOZA
SUBDIRECTOR ACADÉMICO
P R E S E N T E

AT'n: DR. ENRIQUE ALCUDIA ZACARIAS
PRESIDENTE DEL CLAUSTRO DOCTORAL
DEL DEPARTAMENTO DE ING. MECÁNICA

Los abajo firmantes, miembros del Comité Tutorial del estudiante Oscar Eduardo Xosocotla Espejel manifiestan que después de haber revisado el documento de tesis titulado **"Estudio numérico y experimental para la prevención y protección de la erosión en el borde de ataque de palas de turbinas de viento de eje horizontal"** realizado bajo la dirección de Dr. Rafael Campos Amezcua y la codirección del Dr. Horacio Martínez Valencia. el trabajo se ACEPTA para proceder a su impresión.

ATENTAMENTE

DR. ANDRÉS BLANCO ORTEGA
CENIDET

DRA. CLAUDIA CORTÉS GARCÍA
CENIDET

DR. RAFAEL CAMPOS AMEZCUA
CENIDET

DR. ELADIO MARTÍNEZ RAYÓN

CENIDET

DR. ARMANDO IRVIN MARTÍNEZ PÉREZ
I.T. PACHUCA

DR. HORACIO MARTÍNEZ VALENCIA
UNAM

c.c.p: Mtra. Verónica Sotelo Boyas Jefa del Departamento de Servicios Escolares
c.c.p: Dr. Carlos Manuel Astorga Zaragoza Subdirector Académico
c.c.p: Expediente



2026
año de
Margarita
Maza

cenidet
Centro Nacional de Investigación
y Desarrollo Tecnológico



Interior Internado Palmira S/N, Col. Palmira,
C.P. 62490, Cuernavaca, Morelos Tel. 01 (777) 3627770, ext.1408,
e-mail: dim_cenidet@tecnm.mx | cenidet.tecnm.mx

*Agradecimientos

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento a todas las personas e instituciones que hicieron posible la realización de esta investigación.

A mis directores de tesis, por su guía, paciencia y apoyo constante durante el desarrollo de este trabajo. Su orientación académica y confianza fueron fundamentales para la culminación de este proyecto.

A los miembros del comité tutorial, por sus valiosos comentarios, sugerencias y tiempo dedicado a la revisión de este trabajo.

Al laboratorio y al personal técnico, por su apoyo en la realización de pruebas experimentales y caracterización de materiales.

Se agradece el apoyo técnico brindado por J. Romero-Vergara, H.H. Hinojosa, F. Castillo y O. Flores, cuya asistencia especializada fue fundamental para el desarrollo de este trabajo.

Asimismo, se reconoce el apoyo financiero otorgado a través de los proyectos DGAPA IN-101025, DGAPA IN-102222 y los proyectos CONACyT 225991 y 268644, que hicieron posible la realización de esta investigación.

Finalmente, a mi familia y amigos, por su comprensión, motivación y apoyo incondicional durante esta etapa de formación profesional.

Resumen

La erosión en el borde de ataque es uno de los mecanismos de degradación más críticos que afectan los álabes de aerogeneradores, particularmente en ambientes *offshore* y *onshore* severos. La exposición continua a lluvia, arena y partículas suspendidas provoca pérdida de material, incremento de la rugosidad superficial y reducción del desempeño aerodinámico, lo que conlleva una disminución en la producción anual de energía. Dado que los álabes se fabrican comúnmente a partir de materiales compuestos de matriz polimérica reforzada con fibra de vidrio, el desarrollo de recubrimientos protectores avanzados es esencial para mejorar su durabilidad y confiabilidad operativa.

En este trabajo se investiga el diseño, modificación y evaluación del desempeño de recubrimientos compuestos a base de poliuretano (PU) reforzados con óxido de grafeno (GO) y nanopartículas de dióxido de titanio (TiO_2) para aplicaciones resistentes a la erosión. El óxido de grafeno (GO) fue funcionalizado mediante tratamiento con plasma de barrera dieléctrica (DBD) a presión atmosférica, con el objetivo de modificar su química superficial mediante la incorporación de grupos funcionales oxigenados. Este proceso incrementa la energía superficial y la reactividad del GO, favoreciendo una mejor dispersión dentro de la matriz de poliuretano (PU) y una mayor adhesión interfacial con sustratos de fibra de vidrio. La espectroscopía Raman reveló un incremento en la relación I_D/I_G , indicando la generación de defectos en el GO después del tratamiento con plasma, mientras que las mediciones de ángulo de contacto y el análisis de energía libre superficial evidenciaron una mejor compatibilidad entre GO y PU. Los recubrimientos PU/GO tratados con plasma mostraron un incremento del 27.6 % en la resistencia de adhesión, demostrando el papel de las interacciones inducidas por defectos en el refuerzo interfacial.

De manera similar, los recubrimientos compuestos PU/ TiO_2 fueron fabricados mediante deposición por aspersión. Los análisis FTIR y DRX confirmaron una dispersión homogénea de TiO_2 a bajas concentraciones (1–3 % en peso), atribuida a enlaces de hidrógeno entre grupos $\text{TiO}_2\text{--OH}$ y PU--NH . El recubrimiento PU/ TiO_2 (3 % en peso) presentó una reducción del 61 % en la densidad de corriente de corrosión (I_{corr}) en comparación con el PU puro, lo que indica una mayor estabilidad electroquímica. Además, se observaron mejoras estadísticamente significativas ($p < 0.05$) en dureza, esfuerzo de cedencia, módulo elástico y resistencia de adhesión.

En conjunto, los sistemas PU/GO y PU/ TiO_2 demostraron una mejora en la integridad mecánica, la adhesión interfacial y la resistencia ambiental. Los resultados resaltan la efectividad del refuerzo con nanopartículas y de las estrategias de funcionalización asistida por plasma para el desarrollo de recubrimientos protectores de nueva generación para los álabes de los aerogeneradores sometidos a condiciones erosivas y corrosivas.

Abstract

Leading-edge erosion is one of the most critical degradation mechanisms affecting wind turbine blades, particularly in harsh offshore and onshore environments. Continuous exposure to rain, sand, and airborne particles leads to material loss, surface roughening, and aerodynamic performance reduction, ultimately decreasing annual energy production. Since blades are commonly manufactured from glass fiber-reinforced polymer composites, the development of advanced protective coatings is essential to enhance durability and operational reliability.

This work investigates the design, modification, and performance evaluation of polyurethane (PU)-based composite coatings reinforced with graphene oxide (GO) and titanium dioxide (TiO₂) nanoparticles for erosion-resistant applications. GO was functionalized through dielectric barrier plasma (DBP) treatment at atmospheric pressure to improve its dispersion within the PU matrix and enhance interfacial bonding with glass fiber substrates. Raman spectroscopy revealed an increased I_D/I_G ratio, indicating defect generation in GO after plasma treatment, while contact angle measurements and surface free energy analysis suggested improved compatibility between GO and PU. Plasma-treated PU/GO coatings showed a 27.6 % increase in adhesion strength, demonstrating the role of defect-induced interactions in interfacial reinforcement.

Similarly, PU/TiO₂ composite coatings were fabricated via spray deposition. FTIR and XRD analyses confirmed homogeneous dispersion of TiO₂ at low loadings (1–3 wt %), attributed to hydrogen bonding between TiO₂–OH and PU–NH groups. The PU/TiO₂ (3 wt %) coating exhibited a 61 % reduction in corrosion current density (I_{corr}) compared to neat PU, indicating enhanced electrochemical stability. Additionally, statistically significant improvements ($p < 0.05$) were observed in hardness, yield strength, elastic modulus, and adhesion strength.

Overall, both PU/GO and PU/TiO₂ systems demonstrated improved mechanical integrity, interfacial adhesion, and environmental resistance. The results highlight the effectiveness of nanoparticle reinforcement and plasma-assisted functionalization strategies in developing next-generation protective coatings for wind turbine blades subjected to erosive and corrosive conditions.

Índice

1	Introducción	10
1.1	Justificación del problema	11
1.2	Objetivo general	11
1.3	Objetivos específicos	12
1.4	Hipótesis	12
2	Estado del Arte	13
2.1	Erosión en bordes de ataque en álabes de los aerogeneradores	13
2.1.1	Erosión por lluvia	13
2.1.2	Erosión por impacto por partículas sólidas	14
2.2	Materiales poliméricos compuestos	15
2.2.1	Matrices poliméricas para recubrimientos	16
2.2.2	Refuerzos (NPs) en materiales compuestos	16
2.2.3	NPs de Al_2O_3 (inmersas en matriz EP, PU o EP/PU)	16
2.2.4	Materiales a base de carbono (inmersas en matriz EP, PU o EP/PU)	17
2.2.5	NPs de SiO_2 (inmersas en matriz PU o EP/PU)	17
2.2.6	NPs de TiO_2 (inmersas en matriz PU o EP)	18
2.3	Tratamiento por plasma a presión atmosférica	18
2.4	Método de Owens-Wendt para calcular la energía superficial	20
2.5	Producción de energía anual de un aerogenerador	21
2.5.1	Curva de potencia de un aerogenerador	21
2.5.2	Teoría del Momento del Aspa (Método BEM)	22
2.5.3	Distribución de velocidades de viento (Weibull)	23
3	Metodología experimental	25
3.1	Sustratos de fibra de vidrio	25
3.2	Partículas de óxido de grafeno (GO)	25
3.2.1	Partículas de GO	25
3.2.2	Aplicación del recubrimiento PU/GO sobre los sustratos de FV	26
3.2.3	Películas de PU/GO	27
3.3	Partículas de TiO_2	28
3.3.1	Aplicación del recubrimiento PU/ TiO_2 sobre los sustratos de FV	28
3.3.2	Películas de PU/ TiO_2	29
3.4	Caracterización fisicoquímica y mecánica	29
3.4.1	Pruebas de ángulo de contacto y energía libre superficial	29
3.4.2	Espectroscopia Raman	30
3.4.3	Espectroscopia infrarroja por transformada de Fourier (FTIR)	30
3.4.4	Difracción de rayos X (DRX)	30

3.4.5	Pruebas de adhesión	30
3.4.6	Pruebas de tensión	30
3.4.7	Pruebas de dureza	31
3.4.8	Pruebas de erosión	31
3.4.9	Curvas de polarización y Espectroscopia de Impedancia Electroquímica	32
4	Metodología teórica	34
4.1	Datos de referencia de una turbina de 5 MW (NREL)	34
4.2	Torque y empuje ejercido obtenidos por MatLab y Qblade	35
5	Análisis y resultados	37
5.1	Tratamiento por plasma de los sustratos de fibra de vidrio	37
5.1.1	Energía superficial y pruebas de ángulos de contacto	37
5.1.2	Espectroscopia Raman de los sustratos de fibra de vidrio	39
5.2	Recubrimientos PU/GO	40
5.2.1	Óxido grafeno modificado	40
5.2.2	Energía superficial del óxido de grafeno	44
5.2.3	Recubrimiento Poliuretano/óxido de grafeno (PU/GO)	45
5.3	Recubrimientos PU/TiO ₂	57
5.3.1	Espectroscopia FTIR	57
5.3.2	Difracción de rayos X	60
5.3.3	Pruebas de tensión	61
5.3.4	Pruebas de microdureza	62
5.3.5	Pruebas de electroquímicas	63
5.3.6	Pruebas de adhesión	67
5.4	Escenarios de degradación aerodinámica simulando la erosión superficial	69
6	Discusión general	70
6.1	Recubrimientos PU/Np sobre fibra de vidrio	70
6.2	Ciclo de análisis experimental–numérico	71
7	Conclusiones	72
8	Bibliografía	73
9	Anexos	81

Índice de figuras

1	Ejemplo de progresión LEE [29]. (A): aumento de la rugosidad superficial; (B): formación de fosas; (C): coalescencia de pozos; (D): delaminación LE. . .	14
2	Fallo del recubrimiento por impacto de una partícula sólida normal a 81 m/s [27].	15
3	Tratamiento por plasma atmosférico para la inserción de grupos polares. . .	19
4	Las imágenes SEM muestran la adhesión entre el PE y las fibras de vidrio: (a) PE/fibra sin tratar, (b) PE/fibra tratadas por 10 min por plasma [20]. .	20
5	Ubicación de los perfiles DU y NACA a lo largo de un álabe de una turbina eólica.	22
6	Distribución de la velocidad del viento a dos alturas diferentes del mástil de Riso met (Dinamarca) y distribución de la velocidad del viento interpolada a 90 m [28].	24
7	Diagrama esquemático del plasma de corona a presión atmosférica.	26
8	Metodología para la obtención de los diferentes recubrimientos.	27
9	Diferentes concentraciones de los recubrimientos PU/GO.	27
10	Metodología para la obtención de las películas de los diferentes recubrimientos PU-0.2GO/plasma.	27
11	Morfología por SEM (a) de las partículas de TiO ₂ (b) e histograma de distribución de tamaños de partícula.	28
12	Metodología para la obtención de los diferentes recubrimientos PU/TiO ₂ . . .	29
13	Metodología para la obtención de las películas de los diferentes recubrimientos PU/TiO ₂	29
14	Probetas de los diferentes recubrimientos de PU/GO y PU/TiO ₂ para pruebas de adhesión.	30
15	Pruebas de tensión de las películas de los diferentes recubrimientos de PU/GO y PU/TiO ₂	31
16	Designación del tamaño de partícula de carburo de silicio.	32
17	Esquema de un equipo para pruebas de erosión tipo horizontal	32
18	Potenciostato y arreglo experimental para las pruebas potenciodinámicas. .	33
19	Diagrama de flujo para calcular la producción de energía anual basado en la teoría del método BEM.	34
20	Torque ejercido de la turbina NREL de 5 MW utilizando diferentes conjuntos polares para los diferentes perfiles aerodinámicos.	36
21	Gráfico de los ángulos de contacto de los sustratos con y sin tratamiento por plasma a 5, 10, 15, 20, 25 y 30 segundos.	38
22	Gráfico de la variación de la componente polar (γ_s^p), componente de dispersión (γ_s^d) y energía libre superficial (γ_s) después del tratamiento por plasma. . .	38

23	Espectros Raman de sustratos de fibra de vidrio (FV) con y sin tratamiento por plasma atmosférico.	40
24	Interacción del tratamiento por plasma atmosférico con la fibra de vidrio (FV).	40
25	Espectros Raman obtenidos de los diferentes recubrimientos de PU/GO. . .	43
26	Energía superficial en función del tiempo de tratamiento por plasma.	45
27	Espectros FTIR obtenidos de los diferentes recubrimientos PU/GO.	46
28	Patrones de difracción del óxido de grafeno antes y después del tratamiento por plasma.	47
29	Estructura cristalina del óxido de grafeno y del óxido de grafeno reducido. .	48
30	Pruebas de adhesión de los diferentes recubrimientos PU/0.2GO en función del tiempo de tratamiento.	49
31	Microdureza Vickers de los diferentes recubrimientos de PU/0.2GO.	50
32	Ecuación que describe las interacciones en los compuestos de PU/0.2GO. . .	51
33	Resultados de la prueba de tracción: módulo de elasticidad (E).	52
34	Comparación directa del desgaste entre PU y PU/GO bajo la misma escala. .	53
35	Comparación del desgaste entre PU y PU/GO, vista superior.	53
36	Volumen erosionado estimado mediante el método de volumen de revolución asimétrica.	54
37	Comparación entre el volumen removido experimental y el volumen calculado teóricamente para los recubrimientos PU y PU/0.2GO 10 min.	55
38	Pérdida de masa en función del tiempo para los recubrimientos PU y PU/0.2GO 10 min durante las pruebas de erosión.	56
39	Espectros FTIR de los diferentes PU/TiO ₂ tratados por plasma de Barrera Dieléctrica.	58
40	Diagrama esquemático que ilustra las interacciones de enlace de hidrógeno entre el poliuretano (PU) y las partículas de dióxido de titanio (TiO ₂). . . .	58
41	Espectros FTIR obtenidos de los diferentes recubrimientos de PU/TiO, con ampliaciones de la región de estiramiento N-H.	59
42	DRX de los diferentes recubrimientos PU/TiO ₂	60
43	Pruebas de Tensión de los diferentes recubrimientos PU/TiO ₂	61
44	Microdureza de los diferentes recubrimientos de PU/TiO ₂	63
45	Diagramas de Nyquist de los recubrimientos de PU con contenidos de TiO ₂ entre 0 y 5 % en peso.	65
46	Curvas de polarización potenciodinámica de los recubrimientos PU/TiO ₂ . . .	65
47	Diagrama del circuito equivalente de los recubrimientos de PU/TiO ₂	66
48	Pruebas de adhesión de los diferentes recubrimientos PU/TiO ₂	68
49	Torque y potencia generada por la turbina NREL de 5 MW utilizando diferentes conjuntos polares para los diferentes perfiles aerodinámicos.	69

Índice de tablas

1	Propiedades de los líquidos para las pruebas de ángulo de contacto [25]. . . .	21
2	Datos de una turbina de 5 MW (NREL) ($w=12.1$ RPM; $\rho=1.225$ kg/m ² ; B=3).	35
3	Relación de las intensidades de las principales bandas del GO antes y después del tratamiento por plasma.	43
4	Espectros Raman obtenidos de los diferentes recubrimientos de PU/GO. . .	44
5	Datos extraídos de los patrones de difracción del óxido de grafeno antes y después del tratamiento por plasma.	48
6	Propiedades mecánicas de los compuestos PU/0.2GO.	52
7	Tasa de erosión de los recubrimientos PU y PU/0.2GO 10 min.	55
8	Relación entre los grupos N–H enlazados por puente de hidrógeno y los grupos N–H libres.	59
9	Propiedades mecánicas de los compuestos PU/TiO ₂	62
10	Parámetros electroquímicos de los recubrimientos de poliuretano (PU) con 0–5 % en peso de TiO ₂ , obtenidos a partir de las curvas de polarización. . .	66
11	Parámetros electroquímicos de los recubrimientos de poliuretano (PU) con 0–5 % en peso de TiO ₂ , obtenidos a partir de los circuitos equivalentes. . . .	66
12	PEA bajo diferentes niveles de degradación aerodinámica del álabe.	70
13	Comparación de propiedades medidas para los sistemas PU/GO y PU/TiO ₂ . .	70

Lista de abreviaciones

PEA	Producción de Energía Anual
BEM	Blade Element Momentum
CFD	Computational Fluid Dynamics (Dinámica de Fluidos Computacional)
DBP	Dielectric Barrier Plasma (Plasma de Barrera Dieléctrica)
DRX	Difracción de Rayos X
EP	Resina Epóxica
EIS	Electrochemical Impedance Spectroscopy
FTIR	Fourier Transform Infrared Spectroscopy
GF	Glass Fiber (Fibra de Vidrio)
GO	Graphene Oxide (Óxido de Grafeno)
GR	Grafeno
LEE	Leading Edge Erosion (Erosión del Borde de Ataque)
LCOE	Levelized Cost of Energy
MWCNT	Multi-Walled Carbon Nanotubes
NACA	National Advisory Committee for Aeronautics
NPs	Nanopartículas
NREL	National Renewable Energy Laboratory
PU	Poliuretano
PU/GO	Poliuretano reforzado con Óxido de Grafeno
PU/TiO ₂	Poliuretano reforzado con Dióxido de Titanio
Raman	Espectroscopía Raman
SEM	Scanning Electron Microscopy
SFE	Surface Free Energy (Energía Libre Superficial)
SiO ₂	Dióxido de Silicio
TiO ₂	Dióxido de Titanio
UV	Radiación Ultravioleta
XRD	X-Ray Diffraction (Difracción de Rayos X)

1 Introducción

La energía eólica representa una de las principales alternativas sostenibles para mitigar el cambio climático mediante la generación de energía eléctrica limpia. Desde 2011 hasta 2021, la capacidad instalada global ha experimentado un crecimiento acelerado, pasando de 216,419 MW a 770,336 MW, impulsado por políticas públicas y la reducción del costo nivelado de electricidad (LCOE), el cual disminuyó un 56 % en sistemas *onshore* [1-2]. Sin embargo, uno de los desafíos técnicos más importantes en los parques eólicos es la degradación de los álabes en los aerogeneradores debido a las condiciones ambientales extremas. Entre los principales mecanismos de deterioro se encuentra la erosión del borde de ataque (*Leading Edge Erosion*, LEE), la cual altera las propiedades aerodinámicas de los álabes, disminuyendo significativamente la producción de energía anual (PEA) [3-4].

Diversos estudios han reportado reducciones en el PEA de hasta un 25 % en función del grado de erosión acumulada [5-7]. Ehrmann *et al.* documentaron un aumento en la fuerza de arrastre del 6 al 500 % dependiendo de la severidad del daño en el borde de ataque, mientras que Rempel [8] señaló que la erosión comienza a presentarse durante los primeros tres años de operación, pudiendo evolucionar a un proceso de delaminación a los cinco años si no se aplican reparaciones. Aunque estrategias como la reducción de la velocidad del rotor durante eventos hidroclimáticos pueden extender la vida útil de los álabes, estas también implican una pérdida en la eficiencia energética. Por ello, existe un creciente interés en el desarrollo de recubrimientos poliméricos funcionales que actúen como barrera protectora ante fenómenos erosivos.

El poliuretano (PU) se ha posicionado como un material ampliamente utilizado en recubrimientos para sectores como la industria automotriz, aeroespacial y ferroviaria debido a su buena resistencia a la abrasión, procesabilidad y durabilidad. Además, su comportamiento elastomérico le confiere una notable capacidad para absorber y disipar la energía de impacto, lo cual se refleja en una buena resistencia al desgaste [8-14]. Sin embargo, sus limitaciones mecánicas, como baja rigidez y resistencia a condiciones extremas, han llevado al desarrollo de materiales compuestos mediante la incorporación de partículas micro y nanométricas. El uso de partículas de dióxido de titanio TiO_2 en matrices de PU ha demostrado mejorar significativamente la resistencia al desgaste abrasivo y erosivo, así como la protección UV. Por otro lado, el óxido de grafeno GO, gracias a su estructura cristalina hexagonal y la presencia de grupos funcionales oxigenados (carboxilos, hidroxilos y epóxidos), ha mostrado un notable potencial para mejorar las propiedades térmicas, mecánicas en matrices poliméricas [15-24]. No obstante, su baja funcionalización superficial limita su interacción con la matriz; por ello, técnicas de activación como el tratamiento por plasma se han empleado para incrementar la densidad de grupos funcionales y favorecer su integración [25-28].

El presente trabajo se enfoca en el análisis numérico y experimental del fenómeno de erosión en el borde de ataque de los álabes de los aerogeneradores tipo horizontal, evaluando el desempeño de recubrimientos de PU reforzados con partículas de TiO_2 y GO funcionalizado

por plasma. Se pretende estudiar el efecto de la concentración y dispersión de las partículas en la resistencia a la erosión, así como la modificación de las propiedades fisicoquímicas de la superficie mediante diferentes técnicas de caracterización.

Adicionalmente, se desarrolla un análisis numérico orientado a estimar el impacto de la degradación superficial sobre la producción anual de energía del aerogenerador, a partir de escenarios teóricos de reducción de los coeficientes aerodinámicos. De este modo, la aportación científica del trabajo consiste en integrar la evaluación experimental de recubrimientos resistentes a la erosión con una aproximación numérica del posible efecto de dicha degradación en el desempeño energético del sistema.

1.1 Justificación del problema

La erosión del borde de ataque de los álabes de los aerogeneradores es uno de los problemas observados en el aprovechamiento del recurso eólico. Un cambio superficial en la geometría de los álabes repercute en su aerodinámica, disminuyendo hasta en un 20 % la eficiencia global del sistema. Actualmente, las investigaciones se enfocan en minimizar la tasa de erosión mediante nuevas técnicas de protección superficial, agregando recubrimientos poliméricos, el cual actúa como una barrera entre la superficie y su ambiente de trabajo.

Hoy en día, se utilizan recubrimientos basados en resinas poliméricas convencionales, los cuales pueden presentar limitaciones ambientales debido a la emisión de compuestos orgánicos volátiles (VOCs), el uso de sustancias potencialmente peligrosas y su baja biodegradabilidad. Por ello, es de vital importancia la búsqueda de nuevos recubrimientos más sostenibles, como el poliuretano alifático, mejorado mediante la incorporación de nanopartículas, por ejemplo, SiO_2 , TiO_2 y materiales base carbono (grafeno, óxido de grafeno y óxido de grafeno reducido), que permiten incrementar la resistencia a la erosión y a la degradación por radiación UV. El problema de adherencia del recubrimiento formulado sobre el álabe del aerogenerador se debe principalmente a la baja energía superficial, la limitada presencia de grupos funcionales activos y la posible contaminación del sustrato, lo que dificulta la adecuada interacción interfacial entre el recubrimiento y la superficie. Este problema puede ser mitigado mediante el tratamiento con plasma, el cual induce modificaciones fisicoquímicas en la superficie, incrementando la energía superficial y favoreciendo la formación de enlaces más fuertes.

El fenómeno de la erosión es complejo, por lo cual es importante analizar e implementar diferentes modelos matemáticos reportados en la literatura, que permitan obtener información relevante sobre la predicción del desgaste erosivo, así como su impacto en el comportamiento aerodinámico del álabe modificado superficialmente.

1.2 Objetivo general

Analizar numérica y experimentalmente el comportamiento de la erosión en el borde de ataque de un perfil aerodinámico de una turbina eólica, mediante la evaluación de un

recubrimiento polimérico reforzado adherido, con el fin de evaluar su capacidad para mitigar el proceso erosivo provocado por partículas sólidas o líquidas del medio ambiente.

1.3 Objetivos específicos

1. Establecer las condiciones de exposición al plasma a presión atmosférica para adherir recubrimientos reforzados con partículas sobre los sustratos de fibra de vidrio (FV) del material compuesto (álabes).
2. Establecer parámetros para obtener y aplicar los recubrimientos poliméricos reforzados con partículas.
3. Analizar experimentalmente los recubrimientos propuestos mediante pruebas de erosión, con el fin de determinar su resistencia al desgaste erosivo.
4. Obtener los coeficientes aerodinámicos de las superficies erosionadas mediante CFD, para evaluar la degradación del desempeño aerodinámico del perfil.

1.4 Hipótesis

El tratamiento por plasma incrementará la adherencia de nuevos recubrimientos poliméricos reforzados con nanopartículas, aplicados sobre zonas de mayor erosión en el borde de ataque de los álabes de aerogeneradores, debido al aumento de la energía superficial y a la incorporación de grupos funcionales activos que favorecen la interacción química y la humectación del recubrimiento sobre el sustrato. Esto permitirá reducir los efectos adversos producidos por la erosión, como la pérdida de eficiencia aerodinámica y la disminución de la vida útil de los álabes.

2 Estado del Arte

2.1 Erosión en bordes de ataque en álabes de los aerogeneradores

En 2021, el crecimiento de la energía eólica alcanzó su récord histórico con 270 TWh, convirtiéndose en una fuente de energía renovable rentable. Sin embargo, debido a las condiciones operativas, la degradación en la producción de energía se hace presente. Uno de los principales factores es el desprendimiento de material en el borde de ataque de los álabes (erosión en el borde de ataque). La pérdida de material modifica las propiedades aerodinámicas del álabe, lo que repercute en una reducción de la producción anual de energía, la cual puede variar entre un 10 % y un 20 % [1–5].

El desarrollo e investigación de nuevas formas de protección para mitigar el proceso de erosión ha ido en aumento, con la implementación de nuevos materiales, técnicas de recubrimiento e incluso tratamientos superficiales que permiten obtener recubrimientos más eficientes [7–11]. En las secciones siguientes se presentan algunos de los fenómenos que provocan los mecanismos de erosión.

2.1.1 Erosión por lluvia

La erosión por lluvia es un mecanismo que ocurre en diferentes etapas. La primera inicia con la modificación de la rugosidad de la superficie; posteriormente, se forma una segunda etapa caracterizada por la aparición de pequeñas cavidades en el borde de ataque, y finalmente se desarrolla la formación de ranuras. Sin embargo, la degradación en la producción de energía comienza desde la primera etapa, con el cambio en la rugosidad [8–12].

Sareen *et al.* (2014) realizaron una simulación numérico-experimental en una turbina de viento de 2.5 MW y demostraron que, debido a la erosión en el borde de ataque, puede esperarse hasta un 25 % de pérdida en la producción anual de energía, dependiendo del grado de erosión presente. Este fenómeno puede comenzar a manifestarse a partir de los dos o tres años después de la instalación de los álabes. Si no se realiza un mantenimiento oportuno, los álabes pueden presentar delaminaciones profundas (ver Figura 1), lo cual puede derivar en reparaciones extensas o incluso en el reemplazo de los álabes.

Los modelos numéricos aplicados a la erosión por lluvia permiten predecir tanto la vida útil del recubrimiento superficial como el daño por fatiga inducido por el impacto repetido de gotas de agua, a través de un análisis detallado de esfuerzos. Dichos esfuerzos son determinados mediante el método de diferencias finitas (MDF), donde la presión generada por el impacto de cada gota se modela como una carga transitoria aplicada sobre la superficie, en función del tiempo[13,14].

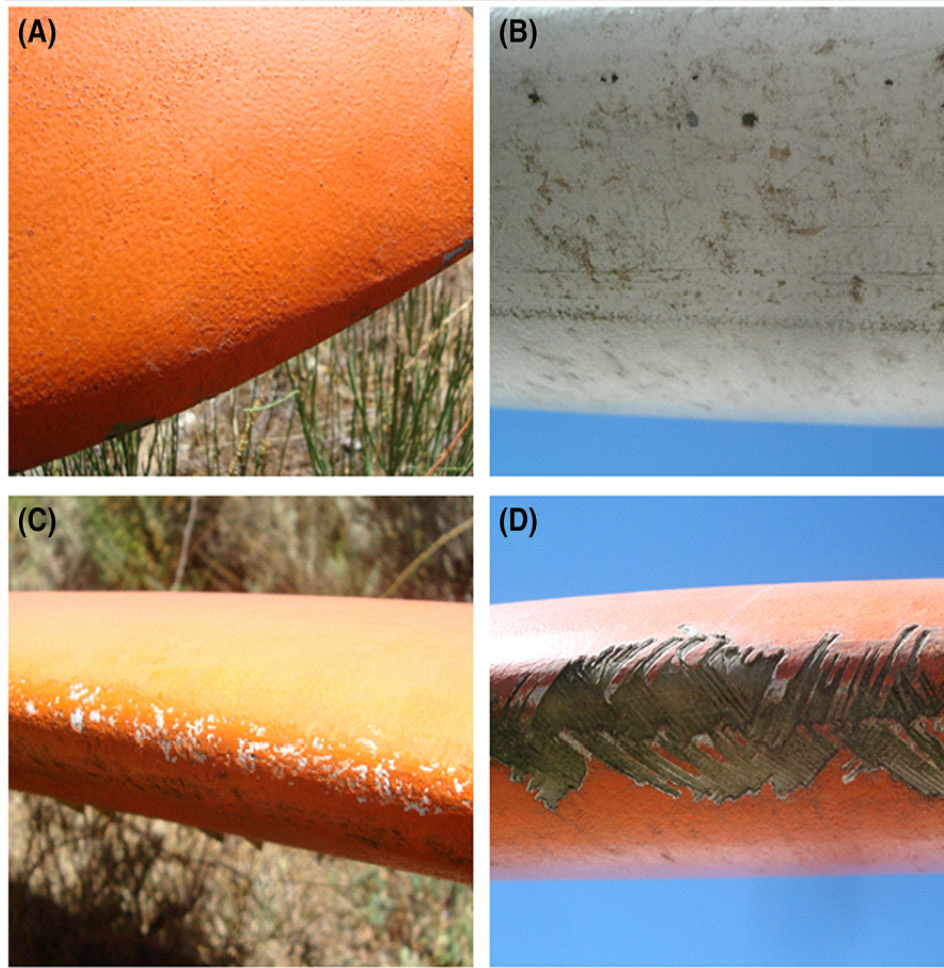


Figura 1: Ejemplo de progresión LEE [29]. (A): aumento de la rugosidad superficial; (B): formación de fosas; (C): coalescencia de pozos; (D): delaminación LE.

2.1.2 Erosión por impacto por partículas sólidas

La erosión en el borde de ataque (LEE, por sus siglas en inglés), es un problema importante y sin resolver en la industria de energía eólica. El fenómeno de erosión es un problema complejo debido a que están involucrados varios parámetros, por ejemplo: lluvia, granizo, degradación por UV y por impacto de partículas sólidas. El daño por partículas sólidas acelera el proceso de LEE, ya que ocurre un mayor desprendimiento de material (delaminación) sobre la superficie, debido al esfuerzo ocasionado por la coalición de las partículas sobre la superficie. El impacto de partículas genera dos principales mecanismos de falla: del compuesto polimérico y la interlaminar. Sin embargo, existen pocos estudios enfocados en la simulación de fallas por impacto en recubrimientos. Toi et al. emplearon un modelo de daño elastoviscoelástico para evaluar la resistencia de un recubrimiento polimérico multicapa sin considerar el sustrato. El modelo se centró en la pérdida de material por impacto de partículas, sin abordar los mecanismos de daño del polímero. Observaron los mecanismos de absorción de energía del polímero debido al impacto de partículas. El análisis mostró, que existe un daño frágil interfacial del polímero que afecta al revestimiento y que la deformación plástica agravará el daño dúctil hacia el interior del recubrimiento, lo cual fue corroborado por sus pruebas

experimentales [15, 16].

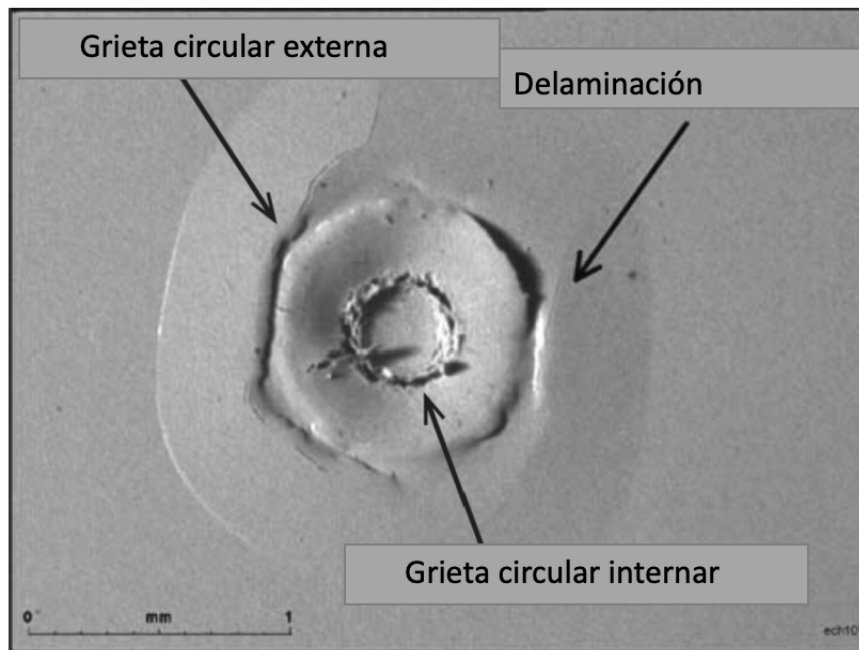


Figura 2: Fallo del recubrimiento por impacto de una partícula sólida normal a 81 m/s [27].

2.2 Materiales poliméricos compuestos

Los compuestos poliméricos están constituidos por una matriz polimérica, generalmente epóxica o de poliuretano, y un material de refuerzo que puede consistir en fibras o partículas homogéneamente distribuidas [17]. Los materiales compuestos poliméricos son de amplio interés en la industria como una opción para recubrir superficies expuestas a ambientes agresivos, ya que presentan excelentes propiedades fisicoquímicas y mecánicas, tales como resistencia a la erosión, a la corrosión y absorción de radiación UV. M. R. Bagherzadeh y F. Mahdavi observaron que al incorporar nanopartículas de arcilla en un recubrimiento orgánico (epóxico), a una concentración del 3 %, se obtienen mejores propiedades anticorrosivas que con el recubrimiento sin modificación.

Los recubrimientos deben cumplir con ciertas características, como: buena adhesión al sustrato, evitar la penetración de agentes externos, ser suficientemente dúctiles para resistir la formación de grietas, y lo suficientemente rígidos para soportar los daños causados por esfuerzos externos debidos a impactos de partículas sólidas. La resistencia al desgaste y a la erosión en materiales compuestos puede mejorarse mediante la incorporación de partículas de óxidos metálicos o cerámicos inmersos en una matriz polimérica. Sin embargo, las propiedades fisicoquímicas y mecánicas de estos compuestos dependen del tamaño de las partículas (NPs). Existen diversas investigaciones desde la década de 1980 sobre el uso de NPs de Al_2O_3 en matrices de poliuretano (PU) y epoxi (EP); no obstante, estudios recientes han demostrado que los compuestos híbridos PU/EP con NPs de Al_2O_3 / SiO_2 exhiben mejores propiedades fisicoquímicas y mecánicas [18].

2.2.1 Matrices poliméricas para recubrimientos

Elegir una matriz polimérica adecuada es fundamental al momento de elaborar un material compuesto, ya que las interacciones entre las nanopartículas (NPs) y las cadenas poliméricas son cruciales para alcanzar las propiedades deseadas. Las NPs presentan una superficie hidrofílica que, por lo general, debe ser modificada. El organosilano se utiliza comúnmente para transformar dicha superficie a hidrofóbica, lo cual permite mejorar los enlaces físicos e incrementar la distribución homogénea de las NPs dentro de la matriz.

El epóxico (EP) es un polímero de bajo peso molecular, rígido y frágil, que exhibe excelentes propiedades fisicoquímicas. Es químicamente compatible al interactuar con otros materiales, posee buenas propiedades mecánicas, alta resistencia a la erosión y estabilidad térmica/UV. Su red de enlaces cruzados (*cross-linked*) permite una buena adhesión a sustratos metálicos. Sin embargo, en ciertos casos, los recubrimientos de EP modificados con NPs muestran una menor resistencia al desgaste y a la erosión en comparación con el recubrimiento sin modificar (EP puro). Esto se atribuye a un alto contenido de NPs, lo que incrementa las fuerzas de Van der Waals y genera una distribución no uniforme dentro de la matriz.

El poliuretano (PU) es un polímero lineal ampliamente utilizado como matriz en materiales compuestos. Sus grupos polares presentes en las cadenas moleculares le confieren propiedades macroscópicas destacadas, como resistencia mecánica, resistencia química, estabilidad térmica, elasticidad y baja toxicidad. La incorporación de NPs en una matriz de PU puede incrementar su resistencia al desgaste y a la erosión; sin embargo, esto dependerá del tipo y tamaño de las NPs. Por ejemplo, las NPs de nano-sílice aumentan la resistencia al desgaste del PU en mayor medida que las NPs de nano-alúmina [17–19].

2.2.2 Refuerzos (NPs) en materiales compuestos

La interacción entre las NPs y la matriz son factores críticos en la determinación de la resistencia a la erosión y otras propiedades, por tal razón, la importancia de conocer las características e interacciones químicas que se presentan entre las NPs y la matriz.

2.2.3 NPs de Al_2O_3 (inmersas en matriz EP, PU o EP/PU)

La interacción entre las nanopartículas (NPs) y la matriz polimérica es un factor crítico en la determinación de la resistencia a la erosión. Las NPs de Al_2O_3 (alúmina) se unen a las cadenas poliméricas principalmente mediante enlaces de hidrógeno. A menor número de enlaces covalentes, mayor será la cantidad de enlaces de hidrógeno formados. Todo material compuesto presenta una capacidad limitada para la concentración de NPs, con el objetivo de evitar su aglomeración. Por ejemplo, una concentración del 1 % de Al_2O_3 en una matriz epóxica (EP) puede resultar en una disminución de la resistencia al desgaste, debido a la débil interacción entre la matriz y las NPs. En cambio, una concentración del 3 % incrementa la concentración de esfuerzos cortantes localizados en zonas con aglomeraciones, lo cual incrementa la tasa de desgaste.

Nadafan *et al.* realizaron un estudio sobre las propiedades del PU con NPs de Al_2O_3 . El PU presenta una alta densidad de celdas homogéneas, y al incorporar NPs de Al_2O_3 , se incrementa el número de celdas y simultáneamente se reduce su tamaño, lo cual favorece una nucleación más heterogénea e incrementa la tasa de desgaste del material compuesto. Debido a su bajo costo y a su capacidad para formar enlaces de hidrógeno con las cadenas poliméricas, las partículas de Al_2O_3 son de gran interés para mejorar la resistencia al desgaste en materiales compuestos [19–22].

2.2.4 Materiales a base de carbono (inmersas en matriz EP, PU o EP/PU)

Los materiales a base de carbono pueden unirse a las cadenas poliméricas mediante enlaces covalentes fuertes, lo que les confiere una excelente resistencia a la erosión y al desgaste, permitiendo su amplio uso como barreras de protección entre una superficie y un ambiente agresivo. Los nanotubos de carbono (NTC), el grafeno (GR) y el grafito son ejemplos de materiales carbonosos que pueden emplearse en la elaboración de recubrimientos compuestos. Los NTC se utilizan en bajas concentraciones (0–0.7 % en peso) dentro de la matriz polimérica, donde contribuyen a mejorar la resistencia a la flexión repetida, la presión, la torsión y el desgaste. Sin embargo, su aplicación como refuerzo se ve limitada principalmente por dos factores: la dificultad de lograr una distribución uniforme de los NTC en la matriz y su baja adhesión a la misma. La funcionalización de los NTC con grupos amino propilo permite la formación de enlaces covalentes con las cadenas poliméricas, lo que mejora la dispersión de los refuerzos en la matriz, reduce el coeficiente de fricción y mejora las propiedades eléctricas del compuesto.

El grafeno, por su parte, presenta una mejor dispersión en matrices de PU y forma enlaces químicos más fuertes con las cadenas poliméricas, lo que lo hace más eficiente que los NTC para mejorar las propiedades mecánicas. Zhao *et al.* observaron que a bajas concentraciones de grafeno se pueden mejorar el esfuerzo de tensión y el módulo de Young hasta en un 150 % y cerca de un 1000 %, respectivamente. Esta mejora se atribuye principalmente a la buena dispersión del grafeno y a la fuerte interacción entre el refuerzo y la matriz. A medida que aumenta la concentración de grafeno en la matriz, el efecto de refuerzo también se incrementa; sin embargo, fracciones en peso superiores al 0.5 % pueden provocar solapamientos, alcanzándose un esfuerzo máximo a dicha concentración.

El grafito, por último, se utiliza ampliamente para mejorar el módulo de compresión en materiales compuestos. En general, los materiales a base de carbono mejoran el módulo de Young y la resistencia a la tensión de las matrices poliméricas debido a su fuerte interacción covalente con las cadenas poliméricas [19–22].

2.2.5 NPs de SiO_2 (inmersas en matriz PU o EP/PU)

La forma esférica, estructura amorfa y propiedades isotrópicas de las nanopartículas de dióxido de silicio (SiO_2) contribuyen a mejorar la resistencia al agua, al calor, a la radiación y

las propiedades mecánicas de los materiales compuestos. Los enlaces de hidrógeno formados entre los grupos polares superficiales del SiO₂ (-OH) y los grupos polares del poliuretano (PU) (-NCO) fortalecen la interacción entre la matriz y las nanopartículas. La incorporación de un 2 % en peso de SiO₂ en una matriz de PU permite incrementar hasta diez veces su resistencia al desgaste en comparación con el PU sin modificar.

Wang *et al.* observaron que una concentración del 5 % en peso de SiO₂ (Nano-SiO₂/PU) genera una mayor aglomeración de partículas en comparación con una concentración del 2 %. Gracias a su bajo costo y a sus propiedades funcionales, las nanopartículas de SiO₂ se encuentran entre las más utilizadas para el desarrollo de compuestos poliméricos con resistencia mejorada al desgaste, a la erosión y a la radiación UV [19–22].

2.2.6 NPs de TiO₂ (inmersas en matriz PU o EP)

Sabzi *et al.* elaboraron recubrimientos compuestos de poliuretano (PU) con diferentes concentraciones de nanopartículas de dióxido de titanio (NPs-TiO₂). Se observó que las propiedades mecánicas están directamente relacionadas con el contenido de NPs: a mayor concentración de TiO₂, mejores son las propiedades mecánicas, debido al incremento en la densidad de entrecruzamiento (*crosslinking*), es decir, la unión entre cadenas poliméricas. Los enlaces entre las NPs de TiO₂ y las cadenas del PU dificultan la propagación de grietas al desviar su trayectoria, lo cual incrementa la rugosidad superficial y mejora la resistencia al desgaste. Los mecanismos de erosión y desgaste están estrechamente vinculados con la propagación de grietas y la pérdida de material en la superficie; por tanto, la fuerte interacción entre TiO₂ y la matriz de PU puede mejorar significativamente la resistencia a estos procesos. Además, la capacidad de absorción de rayos UV del TiO₂ contribuye a incrementar la estabilidad frente a la radiación UV de los recubrimientos compuestos TiO₂/PU.

De manera complementaria, Chatterjee *et al.* caracterizaron nanocompuestos de resina epóxica (EP) con NPs de TiO₂, observando que la mejora en las propiedades mecánicas también depende de la adecuada dispersión de las partículas en la matriz. Los nanocompuestos presentaron un notable aumento en resistencia mecánica en comparación con la resina epóxica sin refuerzo. En conjunto, la incorporación de NPs-TiO₂ en matrices poliméricas mejora las propiedades mecánicas y la resistencia a la erosión y al desgaste mediante la mitigación de los mecanismos de propagación de grietas [19–23].

2.3 Tratamiento por plasma a presión atmosférica

El plasma es un gas ionizado altamente energético, generado por la diferencia de potencial entre dos electrodos. Existen dos tipos principales de plasma: térmico y no térmico (también conocido como plasma atmosférico frío). En los plasmas térmicos, los electrones y las partículas pesadas (iones y neutros) presentan temperaturas similares, mientras que en los plasmas no térmicos, los electrones alcanzan temperaturas considerablemente más altas que las partículas pesadas. El plasma atmosférico se caracteriza por mantener una temperatura

de aplicación cercana a los 60°C, lo que lo hace adecuado para el tratamiento de superficies sensibles al calor.

Una de las principales aplicaciones del plasma a presión atmosférica es en la modificación de materiales poliméricos. Los efectos inducidos sobre la superficie de un polímero dependen del tipo de gas ionizado y de la composición química del polímero. Entre los principales cambios inducidos por el tratamiento con plasma se encuentran el incremento en la rugosidad superficial, la activación de la superficie y, en el caso de materiales compuestos, la modificación de las interacciones fisicoquímicas entre la matriz polimérica y el refuerzo (nanopartículas, NPs). Ruhan Benlikaya *et al.* observaron que el tratamiento por plasma aplicado a materiales compuestos de nanotubos de carbono de paredes múltiples (MWCNT) y resina epóxica (EP) interfiere en el grado de curado del sistema, modificando tanto sus propiedades térmicas como mecánicas. Las principales causas del decremento en el grado de curado se atribuyen a: (I) la dispersión de los nanotubos de carbono, determinada por las fuerzas de interacción entre los MWCNT y los componentes de la mezcla previa al curado, así como por la cantidad de nanotubos incorporados; y (II) los efectos directos del tratamiento por plasma sobre la superficie de los MWCNT. Como resultado, se observó que una disminución en el grado de curado condujo a un aumento en el módulo elástico de los nanocompuestos epóxicos tratados con plasma, mientras que la temperatura de transición vítrea (T_g) disminuyó.

En general, los tratamientos por plasma se emplean para modificar la hidrofobicidad o hidrofiliidad de las superficies en materiales compuestos. Diversos estudios han mostrado que la incorporación de grupos funcionales polares como hidroxilos, carbonilos o enlaces éter (C–O–C) promueve la formación de superficies hidrofílicas, lo cual mejora la mojabilidad, una propiedad clave en recubrimientos compuestos. Los materiales compuestos suelen presentar fases amorfas y cristalinas; en este contexto, los tratamientos con plasma pueden alterar el grado de cristalinidad del material, debido tanto a la formación de estructuras entrecruzadas (cross-linked) como a la generación de grupos funcionales polares (carbonilos e hidroxilos), lo que en conjunto se traduce en una mejora significativa de sus propiedades mecánicas [22–26].

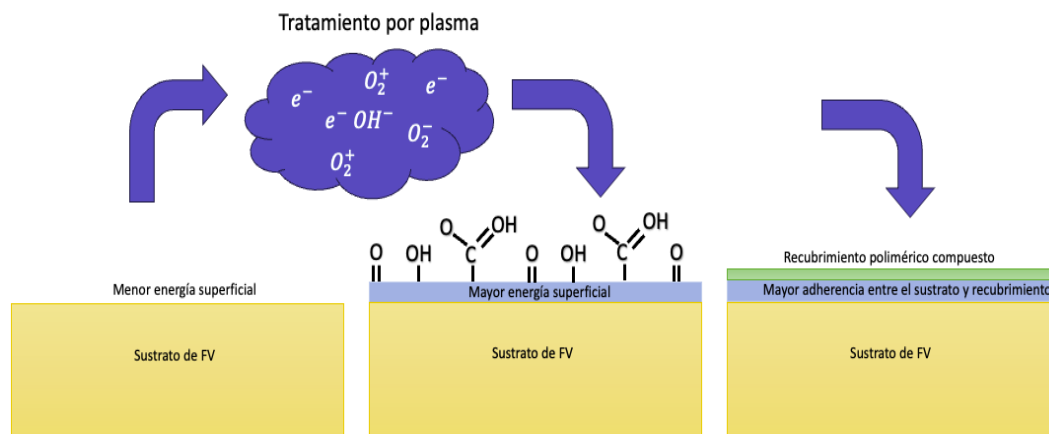


Figura 3: Tratamiento por plasma atmosférico para la inserción de grupos polares.

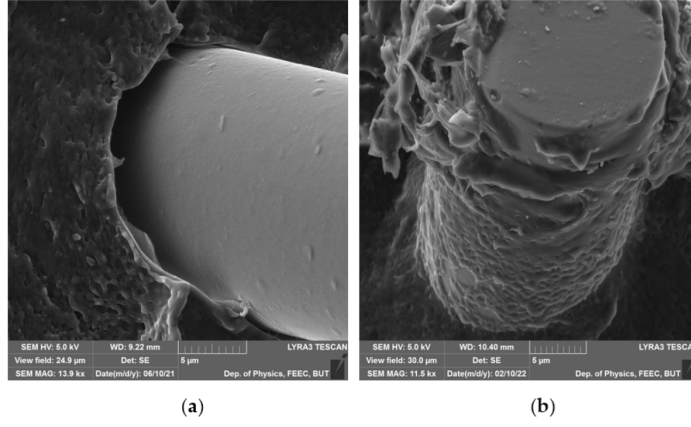


Figura 4: Las imágenes SEM muestran la adhesión entre el PE y las fibras de vidrio: (a) PE/fibra sin tratar, (b) PE/fibra tratadas por 10 min por plasma [20].

2.4 Método de Owens-Wendt para calcular la energía superficial

El método de Owens-Wendt (también es llamado como el método de Kaelble-Owens-Wendt) que consiste en la determinación de los componentes polar y de dispersión de la energía superficial (SFE). Básicamente, consiste en la interacción entre moléculas entre dos sustancias presentes en la superficie. La componente polar es la suma polar de hidrógenos, interacciones inductivas y ácidos-bases, la cual está definida por la ecuación (1):

$$\gamma_s = \gamma_s^p + \gamma_s^d \quad (1)$$

Donde γ_s es la SFE, γ_s^p y γ_s^d son las componentes dispersiva y polar respectivamente de SFE. Para poder determinar la SFE son utilizados dos tipos de líquidos, un bipolar (agua) y un polar (diodometano), donde sus componentes polares y dispersivas son conocidas en la literatura. El agua destilada es un líquido altamente polar, mientras que el diodometano tiene una mayor dispersión, comparado con su componente polar (ver Tabla 1).

$$\gamma_s^d = \left(\frac{\gamma_d(\cos \theta_d + 1) - \sqrt{\frac{\gamma_d^p}{\gamma_w^p}} \gamma_w(\cos \theta_d + 1)}{2(\sqrt{\gamma_d^d} - \sqrt{\gamma_d^p(\frac{\gamma_w^d}{\gamma_w^p})})} \right)^2 \quad (2)$$

$$\gamma_s^p = \left(\frac{\gamma_w(\cos \theta_w + 1) - 2\sqrt{\gamma_s^d \gamma_w^d}}{2(\sqrt{\gamma_w^p})} \right)^2 \quad (3)$$

Donde, γ_s^d es la componente dispersiva de la SFE del material examinado, γ_s^p es la componente polar de la SFE del material examinado, γ_d es la SFE libre del diodometano y γ_d^d es la componente de dispersión del diodometano, γ_w es la SFE del agua, γ_w^p es la componente polar del agua, θ_d es el ángulo de contacto del diodometano y θ_w es el ángulo de contacto

del agua [8-11].

Tabla 1: Propiedades de los líquidos para las pruebas de ángulo de contacto [25].

Líquido	γ_s^p [mJ/m ²]	γ_s^d [mJ/m ²]	γ_s [mJ/m ²]
Diodometano	48.5	2.3	50.8
Agua destilada	22.0	50.2	72.2

2.5 Producción de energía anual de un aerogenerador

La producción anual de energía (PEA), representa la cantidad total de energía eléctrica que un aerogenerador puede generar a lo largo de un año, considerando tanto su desempeño aerodinámico como la variabilidad estadística del recurso eólico del sitio. Este parámetro depende de la curva de potencia del aerogenerador, obtenida mediante el método del elemento de aspa y momento (BEM), y de la distribución estadística de velocidades de viento, comúnmente modelada mediante una función de Weibull [27–34]. La PEA se define por la siguiente expresión:

$$PEA = 8760 \int_0^\infty P(v) f(v) dv \quad (4)$$

donde:

- 8760 = horas en un año
- $P(v)$ = potencia generada a la velocidad v
- $f(v)$ = probabilidad de ocurrencia de la velocidad v

La descripción detallada de la curva de potencia del aerogenerador y de la distribución estadística de velocidades de viento se desarrolla en las secciones siguientes.

2.5.1 Curva de potencia de un aerogenerador

El objetivo del presente trabajo es desarrollar la metodología del método BEM (*Blade Element Momentum*) para obtener la curva de potencia de una turbina eólica de 5MW. Con el fin de validar el modelo propuesto, se optó por utilizar los datos proporcionados por el *National Renewable Energy Laboratory* (NREL) correspondientes a una turbina de referencia de 5MW, permitiendo así realizar una comparación entre ambos casos [35]. El comportamiento aerodinámico de los perfiles que conforman los álabes del rotor (ver Figura 9) se determinaran mediante el software Qblade.

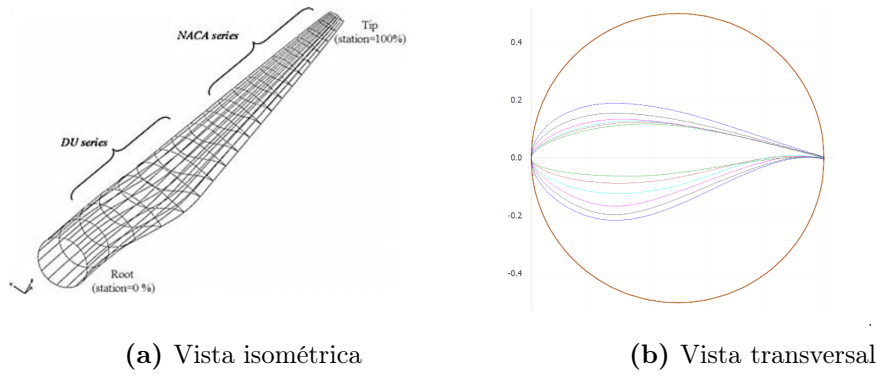


Figura 5: Ubicación de los perfiles DU y NACA a lo largo de un álabe de una turbina eólica.

2.5.2 Teoría del Momento del Aspa (Método BEM)

El método BEM combina la teoría unidimensional del momento del aspa con la teoría del elemento bidimensional. Considerando el principio de conservación del momento angular en un tubo de corriente anular, el empuje y el torque sobre dicho elemento pueden describirse mediante las siguientes ecuaciones:

$$dF_{thrust} = 4\pi r \rho V_o^2 a(1-a)dr \quad (5)$$

$$dQ = 4\pi r^3 \rho V_o w a(1-a)a'dr \quad (6)$$

Donde ρ , V_o , a , a' y r representan, respectivamente, la densidad del aire, la velocidad del viento libre, la velocidad angular del rotor, el factor de inducción axial, el factor de inducción tangencial y la posición radial del elemento de aspa a una distancia r del eje de rotación. Para eliminar la fuerza de empuje elemental, es necesario definir un nuevo factor de inducción axial y un nuevo factor de inducción tangencial, los cuales se expresan mediante las siguientes relaciones:

$$a = \frac{1}{\left[\frac{4\sin^2\varphi}{\sigma C_t} + 1 \right]} \quad (7)$$

$$\sigma_r = \frac{Bc}{2\pi r} \quad (8)$$

$$\tan(\varphi) = \frac{(1-a)V_0}{(1+a')wr} \quad (9)$$

$$C_n = C_l \cos \varphi + C_D \sin \varphi \quad (10)$$

Donde C_n , σ_r , c , C_l , C_d y φ representan, respectivamente, el coeficiente de fuerza normal, el factor de solidificación local, la cuerda del perfil, el coeficiente de sustentación, el coeficiente de arrastre y el ángulo de flujo relativo.

Para anular el torque elemental, es necesario definir un nuevo factor de inducción tangencial, el cual se establece considerando el equilibrio de momentos en el elemento diferencial del aspa.

$$C_t = C_l c \sin \varphi - C_D c \cos \varphi \quad (11)$$

$$a' = \frac{1}{\left[\frac{4 \sin \varphi \sin \varphi}{\sigma C_n} - 1 \right]} \quad (12)$$

Donde C_t representa el coeficiente de fuerza tangencial [35–36].

2.5.3 Distribución de velocidades de viento (Weibull)

La distribución de velocidades de viento describe la probabilidad de ocurrencia de cada velocidad de viento en un sitio específico durante un periodo de tiempo determinado. Debido a la naturaleza aleatoria del viento, su comportamiento se modela comúnmente mediante la distribución de Weibull, la cual representa adecuadamente la frecuencia de vientos bajos, medios y altos.

$$f(v) = \frac{k}{c} \left(\frac{v}{c} \right)^{k-1} e^{-(v/c)^k} \quad (13)$$

donde:

- v = velocidad del viento (m/s)
- k = parámetro de forma
- c = parámetro de escala
- $f(v)$ = probabilidad de que ocurra una velocidad v

Matthias Schramm *et al.* calcularon la producción anual de energía (PEA) con base en una distribución de Weibull [28], obtenida a partir de mediciones realizadas mediante una torre meteorológica en Risø, la cual describe la distribución de velocidades de viento registradas a diferentes alturas (76 m y 117 m, ver Figura 6).

Dado que la altura del buje de la turbina eólica NREL de 5 MW es de 90 m, los parámetros de

la distribución de Weibull fueron interpolados linealmente con el fin de estimar la distribución de viento correspondiente a dicha altura. Como resultado de esta interpolación, se obtuvieron un parámetro de forma $k= 2.23$ y un parámetro de escala $A= 8.57$ m/s, el cual representa la velocidad media característica del viento en el sitio de estudio.

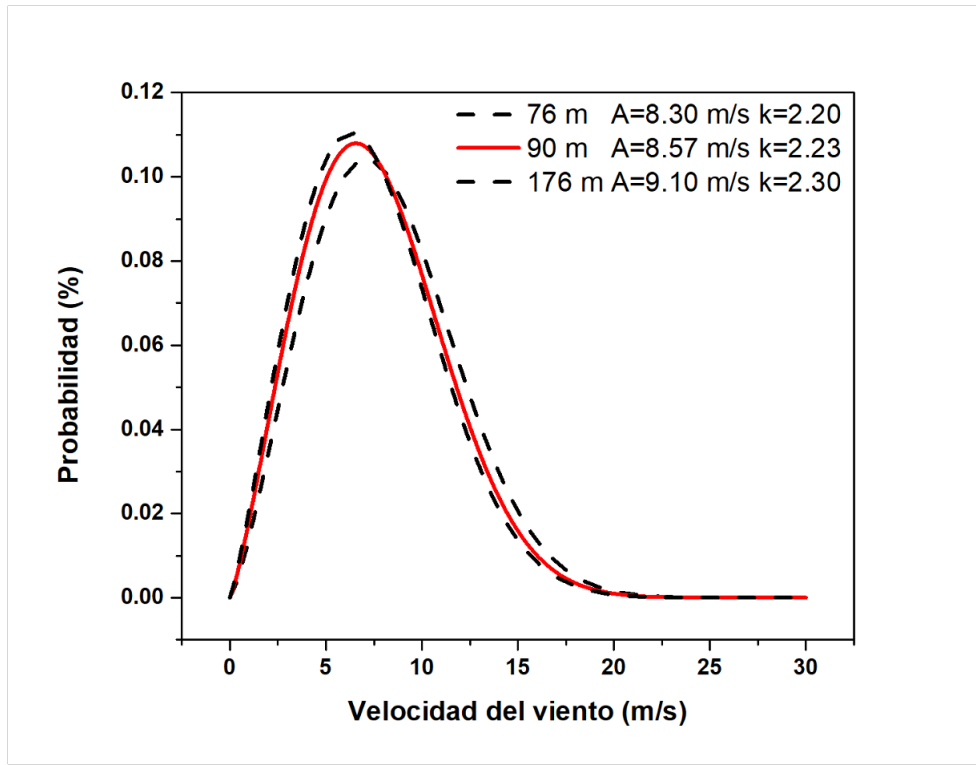


Figura 6: Distribución de la velocidad del viento a dos alturas diferentes del mástil de Riso met (Dinamarca) y distribución de la velocidad del viento interpolada a 90 m [28].

3 Metodología experimental

3.1 Sustratos de fibra de vidrio

Los sustratos se obtuvieron de placas de fibra de vidrio (FV) con dimensiones de $3 \times 3 \times 1$ cm. Una de las caras de cada sustrato fue pulida con una lija de carburo de silicio con tamaño de grano de 50, con el fin de obtener una superficie rugosa uniforme. Posteriormente, las muestras fueron colocadas en un baño ultrasónico durante 30 minutos y luego secadas en un horno a 30°C durante 35 minutos para eliminar residuos de humedad. Se aplicó un tratamiento de plasma atmosférico a los sustratos de FV con el fin de incrementar su energía superficial. Los sustratos fueron expuestos al plasma durante 5, 10, 15, 20, 25 y 30 segundos a una distancia de 4 cm de la boquilla. Los tiempos de exposición fueron seleccionados con base en estudios previos reportados en la literatura.

3.2 Partículas de óxido de grafeno (GO)

3.2.1 Partículas de GO

Las partículas de óxido de grafeno (GO) presentan un diámetro en el rango de 7 a $12\ \mu\text{m}$ y un área superficial entre 50 y $200\ \text{m}^2/\text{gr}$. Estas partículas tienen una estructura multicapa. Las partículas de GO fueron suministradas por *Shenzhen Yuechuang Technology Co., Ltd.* Se utilizó un tratamiento con plasma de barrera dieléctrica (DBP, por sus siglas en inglés) a presión atmosférica para exfoliar las capas externas del GO y funcionalizar su superficie. El DBP a presión atmosférica es un tratamiento químicamente agresivo que genera un alto grado de desorden en la estructura y propiedades electrónicas del óxido de grafeno, incluso con tiempos de exposición cortos.

Las partículas de GO se colocaron en una cápsula de Petri de vidrio Pyrex modelo 3160-101 (ver Figura 7), la cual actúa como barrera dieléctrica entre el plasma y las partículas de GO. Posteriormente, se realizó el tratamiento con plasma de barrera dieléctrica (DBP) a presión atmosférica, tipo antorcha, utilizando un equipo APC 500 de la marca Diener Electronic, Alemania. La fuente de plasma opera a 20 kV, con una corriente de descarga de 25 mA, una frecuencia de 40 kHz y una presión de 1500 Torr. La distancia entre la boquilla y la cápsula de petri fue de 1 cm, y los tiempos de exposición fueron de 6, 10 y 15 minutos.

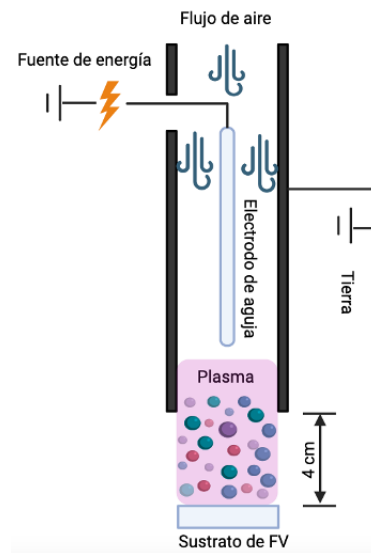


Figura 7: Diagrama esquemático del plasma de corona a presión atmosférica.

3.2.2 Aplicación del recubrimiento PU/GO sobre los sustratos de FV

Las partículas (Ps) de óxido de grafeno (GO) se incorporaron en una concentración de 0.6 % (peso/volumen) (PU-0.2GO) en una resina de poliuretano (PU) base agua (Polyform® 3000, Pinturas Comex). El secado gravimétrico confirmó que la resina de poliuretano (PU) contiene aproximadamente un 40 % en peso de sólidos no volátiles, con una viscosidad típica de 80–120 KU y una densidad de 1.00–1.05 g/mL, características consistentes con dispersiones de PU alifático. La mezcla fue colocada en un baño ultrasónico durante 50 minutos para lograr una adecuada dispersión de las partículas de GO (ver Figura 8). Se utilizó una pistola Airbrush a 30 PSI para la aplicación del recubrimiento PU/0.6GO sobre los sustratos preparados previamente, según el procedimiento descrito anteriormente. El tiempo de aplicación fue de 60 segundos, con el fin de obtener un espesor aproximado de 300 μm , valor determinado a partir de experimentos previos. Se utilizó inicialmente una concentración de PU-0.6GO; sin embargo, se observaron aglomeraciones de las partículas de óxido de grafeno (GO) (ver Figura 9a). Posteriormente, la concentración se redujo a PU-0.2GO, lo cual mejoró parcialmente la dispersión (ver Figura 9b), aunque aún se presentaban zonas con aglomeraciones. Debido a esto, se optó por aplicar un tratamiento con plasma a las partículas de GO previo a su incorporación en la matriz de PU, lo cual resultó en una dispersión más homogénea y favorable (ver Figura 9c).



Figura 8: Metodología para la obtención de los diferentes recubrimientos.

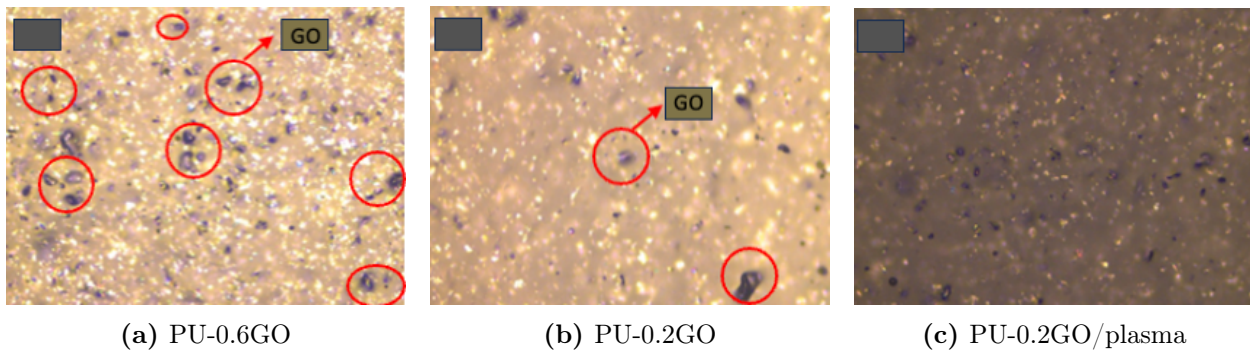


Figura 9: Diferentes concentraciones de los recubrimientos PU/GO.

3.2.3 Películas de PU/GO

En la Figura 10, se observa la metodología empleada para la elaboración de las películas correspondientes a los distintos recubrimientos de PU-0.2GO/plasma. Una vez obtenidas, se midieron sus espesores utilizando un medidor de espesor HW300Pro. El propósito de fabricar estas películas fue caracterizar sus propiedades fisicoquímicas y mecánicas mediante diversas técnicas experimentales.



Figura 10: Metodología para la obtención de las películas de los diferentes recubrimientos PU-0.2GO/plasma.

3.3 Partículas de TiO_2

El polvo de TiO_2 estuvo compuesto por partículas de morfología irregular, con tamaños predominantemente en el intervalo de 0.2 a 4.1 μm , según se confirmó mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) y el histograma de distribución de tamaños correspondiente (Figura 11). Se observó además una fracción menor de partículas de mayor tamaño ($\approx 8\mu\text{m}$), las cuales no representan la contribución principal del material.

Las partículas presentaron una pureza elevada ($\approx 99\%$) y una estructura cristalina correspondiente a la fase anatasa. El material fue suministrado por LJQMÉTAL Element Store.

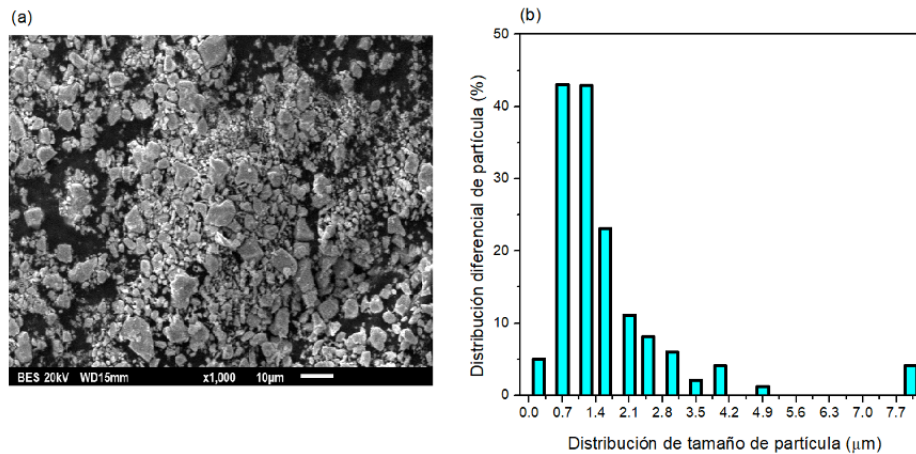


Figura 11: Morfología por SEM (a) de las partículas de TiO_2 (b) e histograma de distribución de tamaños de partícula.

3.3.1 Aplicación del recubrimiento PU/ TiO_2 sobre los sustratos de FV

Las partículas de TiO_2 (Ps) se incorporaron en una resina de poliuretano (PU) base agua (Polyform® 3000). El secado gravimétrico confirmó que la resina de poliuretano (PU) contiene aproximadamente un 40 % en peso de sólidos no volátiles, con una viscosidad típica de 80–120 KU y una densidad de 1.00–1.05 g/mL, características consistentes con dispersiones de PU alifático.

Las partículas de TiO_2 se añadieron a concentraciones nominales de 1, 3 y 5 % en peso con respecto a la resina de poliuretano (PU) tal como se recibió, correspondientes a las formulaciones PU/ TiO_2 1 %, PU/ TiO_2 3 % y PU/ TiO_2 5 %, respectivamente. La mezcla fue colocada en un vaso de precipitado y las partículas se dispersaron mediante agitación magnética durante 5 horas. Posteriormente, los recubrimientos PU/ TiO_2 se aplicaron sobre los sustratos previamente preparados, utilizando una pistola Airbrush a 30 PSI (ver Figura 12). El tiempo de aplicación fue de 60 segundos, lo cual permitió obtener un espesor aproximado de 400 μm , según parámetros establecidos en estudios previos.

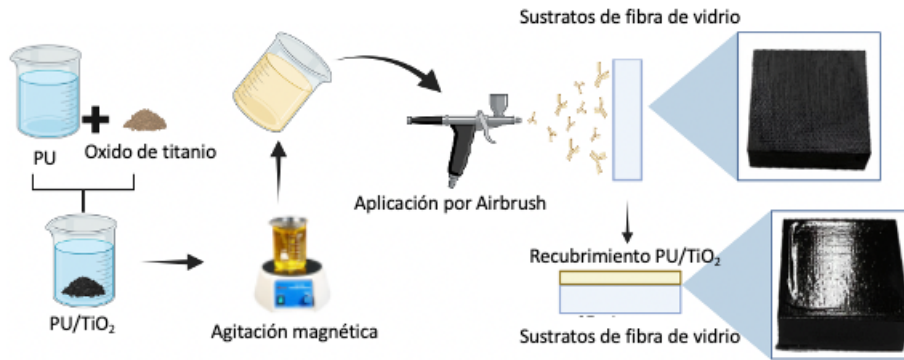


Figura 12: Metodología para la obtención de los diferentes recubrimientos PU/TiO₂.

3.3.2 Películas de PU/TiO₂

En la Figura 13, se observa la metodología empleada para la elaboración de las películas correspondientes a los distintos recubrimientos de PU/TiO₂. Se realizó el mismo proceso que en la sección anterior, solo que en lugar de aplicarlo en sustratos de fibra de vidrio, se aplicó en cajas petri para desprender con mayor facilidad las películas.

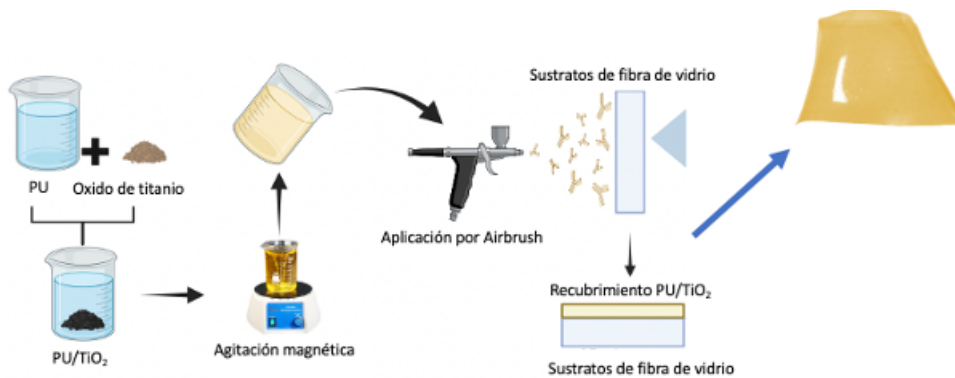


Figura 13: Metodología para la obtención de las películas de los diferentes recubrimientos PU/TiO₂.

3.4 Caracterización fisicoquímica y mecánica

3.4.1 Pruebas de ángulo de contacto y energía libre superficial

A través de las pruebas de ángulo de contacto se obtuvo la humectabilidad de las partículas de GO y de los sustratos de fibra de vidrio antes y después del tratamiento por plasma. Se empleó un microscopio digital USB (modelo Px-537) para la observación de las gotas, utilizando agua destilada y diodometano como líquidos de contacto. Posteriormente, la energía superficial de las muestras se determinó mediante el método de Owens–Wendt. El volumen de cada gota fue de 3 μ L.

3.4.2 Espectroscopia Raman

Los estudios de espectroscopía Raman se analizaron con un espectrómetro SENTERRA II (Bruker). El espectrómetro Raman está equipado con un láser de 785 nm, un objetivo de 40x y una potencia operativa de 100 mW. El tiempo de integración fue de 1000 ms. Los principales modos vibracionales del óxido de grafeno, PU/GO y PU/TiO₂ están bien documentados en la literatura y se utilizaron para identificar y analizar los espectros obtenidos en el presente trabajo.

3.4.3 Espectroscopia infrarroja por transformada de Fourier (FTIR)

Los estudios de FTIR se analizaron utilizando el sistema de espectroscopia FTIR Bruker IFS 125hr, con el propósito de determinar la dispersión de las partículas de GO y TiO₂ en la matriz de PU.

3.4.4 Difracción de rayos X (DRX)

Los difractogramas de rayos X de los diferentes recubrimientos PU/GO y PU/TiO₂ fueron analizados utilizando un difractómetro de rayos X (XRD, Rigaku Miniflex DMAX 2200). La capa del recubrimiento fue sometida a radiación Cu K (1.54 nm) con un monocromador de grafito, en un rango de 2θ de 5–60°, utilizando un ángulo rasante de 1°.

3.4.5 Pruebas de adhesión

Se realizaron pruebas de adhesión (Pull-Off) para evaluar la adherencia del recubrimiento PU/GO y PU/TiO₂ sobre sustratos de fibra de vidrio (GF) (ver Figura 14). Se siguieron los lineamientos de la norma ASTM D4541 utilizando un equipo PosiTest AT-M (Defelsko).



Figura 14: Probetas de los diferentes recubrimientos de PU/GO y PU/TiO₂ para pruebas de adhesión.

3.4.6 Pruebas de tensión

Las curvas esfuerzo-deformación se obtuvieron utilizando un sistema de ensayo Linkam TST350 (ver Figura 15). Se utilizó una velocidad de ensayo de 100 mm/s y una carga de 20 N. Las pruebas se realizaron conforme a la norma ASTM D882-10, la cual garantiza la reproducibilidad del ensayo y resultados confiables, especialmente considerando que los

recubrimientos de PU/GO y PU/TiO₂ pueden presentar cierto grado de inhomogeneidad. Se ensayaron cinco especímenes por cada recubrimiento para obtener un valor promedio.

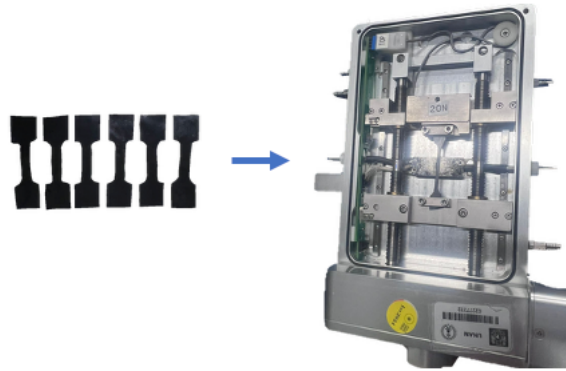


Figura 15: Pruebas de tensión de las películas de los diferentes recubrimientos de PU/GO y PU/TiO₂.

3.4.7 Pruebas de dureza

Se utilizó un microdurómetro (Matsuzawa) para determinar la dureza de los diferentes recubrimientos de PU/GO y PU/TiO₂, aplicando una carga de 10 gramos y un tiempo de penetración de 20 segundos. Se realizaron cinco indentaciones en cada recubrimiento para obtener un valor promedio.

3.4.8 Pruebas de erosión

Designación del tamaño de grano

Utilizando un microscopio Olympus SZ61, se capturaron imágenes de varias regiones de la muestra de carburo de silicio (SiC) para determinar la distribución del tamaño de partícula, la cual se utiliza como entrada para los modelos de erosión de Oka y Patnaik. La Figura 16 muestra la distribución del tamaño de partícula obtenida mediante análisis de imagen estática. El material abrasivo empleado corresponde a la clasificación *macrogrit* FEPA F80, caracterizada por un tamaño nominal de partícula de aproximadamente 185 μm . Esta clasificación se rige por la norma FEPA 42-1:2006, que establece los parámetros granulométricos para *macrogrits* (de F4 a F220).

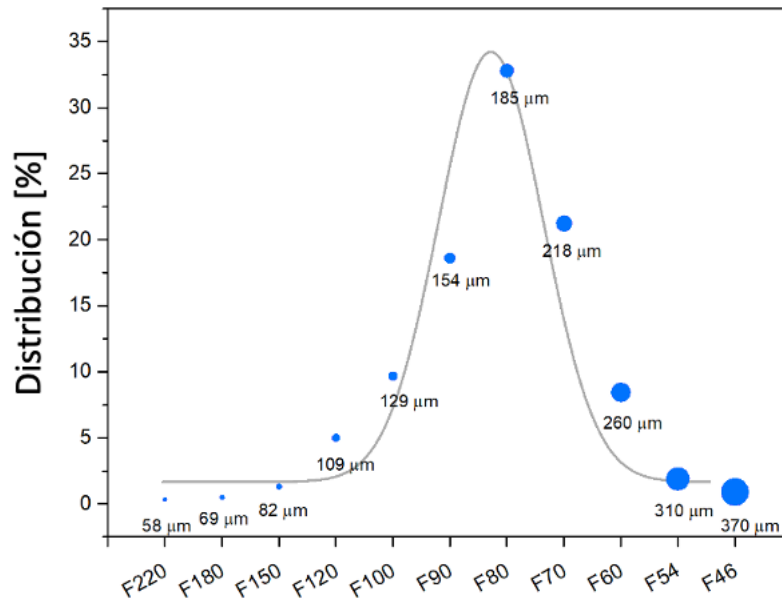


Figura 16: Designación del tamaño de partícula de carburo de silicio.

Equipo para pruebas de erosión tipo horizontal

El esquema del equipo de prueba de erosión horizontal a temperatura ambiente utilizado en este estudio se muestra en la figura 17. Se emplearon partículas de carburo de silicio con un tamaño promedio de $185 \mu\text{m}$ como medio erosivo, manteniendo una velocidad de impacto de 8 m/s . El ángulo de impacto se fijó en 90° , con una distancia de 8 mm entre la boquilla y la superficie de la muestra. La prueba de erosión se pausó cada 6 minutos para registrar la pérdida de masa de las muestras. La tasa de erosión se calculó como la relación entre la pérdida de masa y la masa total de partículas impactadas durante el ensayo, expresándose en unidades de masa de material perdido por unidad de masa de partícula incidente (kg/kg).

$$E = \frac{\Delta m}{m_p} \quad (14)$$

donde:

- E es la tasa de erosión (kg/kg),
- Δm es la pérdida de masa del recubrimiento (kg),
- m_p es la masa total de partículas impactadas (kg).

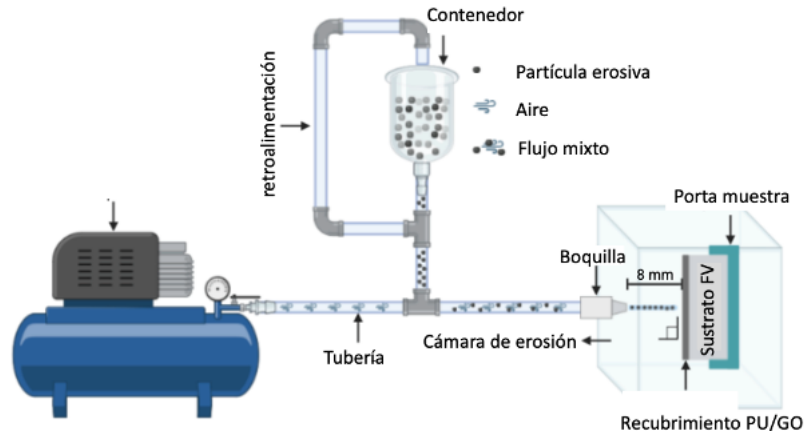


Figura 17: Esquema de un equipo para pruebas de erosión tipo horizontal

3.4.9 Curvas de polarización y Espectroscopia de Impedancia Electroquímica

La espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS por sus siglas en inglés) se realizó para evaluar la resistencia a la corrosión de los recubrimientos de PU/TiO₂ utilizando un potenciostato/galvanostato de ACM Instruments en una solución de NaCl al 3.5 % en peso. Se empleó una configuración convencional de tres electrodos, con la muestra de PU/TiO₂ como electrodo de trabajo (rojo), un hilo de platino como contraelectrodo (amarillo) y un electrodo de calomel saturado (SCE) (azul) como electrodo de referencia (ver Figura 18). Las mediciones de impedancia se registraron en un rango de frecuencia de 10^5 a 10^{-2} Hz con una perturbación de 10 mV a temperatura ambiente. Los datos experimentales se analizaron mediante el software ZView 4.

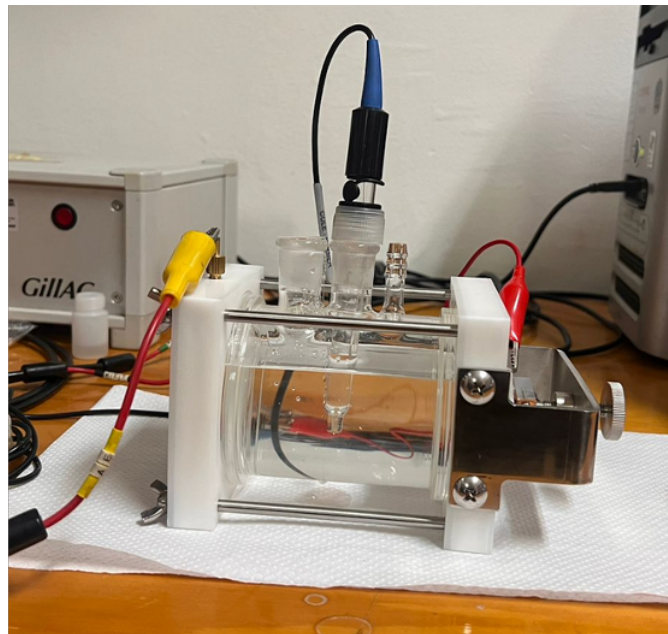


Figura 18: Potenciostato y arreglo experimental para las pruebas potenciodinámicas.

4 Metodología teórica

El diagrama de flujo mostrado en la siguiente sección emplea una función iterativa que facilita la resolución de las variables necesarias para el análisis del rendimiento de una turbina eólica. La estructura lógica del algoritmo permite determinar la producción de energía anual a través de la curva de potencia (Método BEM) y la curva de distribución de velocidades del viento (Weibull).

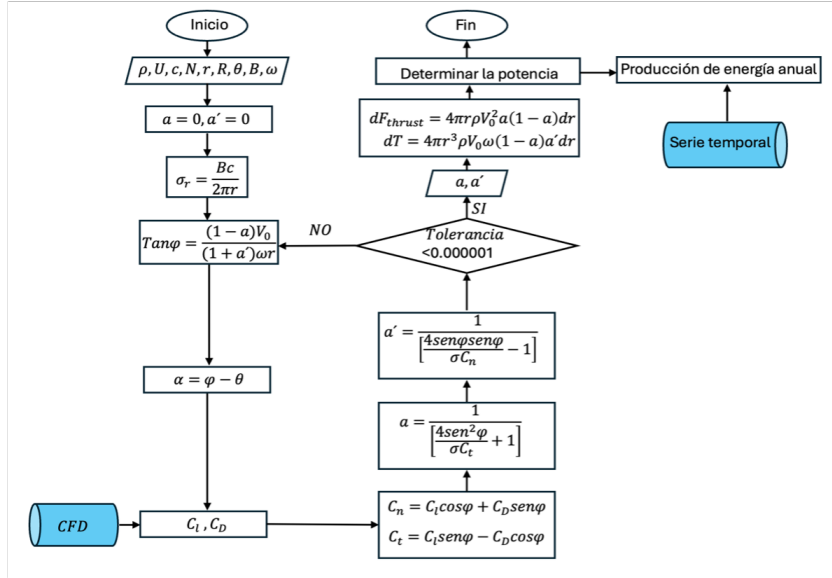


Figura 19: Diagrama de flujo para calcular la producción de energía anual basado en la teoría del método BEM.

4.1 Datos de referencia de una turbina de 5 MW (NREL)

Con el fin de comparar los datos del caso de estudio, se desarrolló una metodología para estimar la producción anual de energía, empleando los datos de referencia proporcionados por el NREL correspondientes a una turbina eólica de 5 MW (ver Tabla 2). Dichos datos se utilizaron como entrada para el código programado en MATLAB (ver Figura 19).

Posteriormente, los resultados obtenidos mediante el código desarrollado en MATLAB (ver Anexo 1) se compararon con los generados por el software QBlade. QBlade es una herramienta computacional de código abierto ampliamente utilizada en el análisis aerodinámico y el diseño de aerogeneradores, basada en la teoría del elemento de aspa y momento (BEM). Este software permite calcular coeficientes aerodinámicos, curvas de potencia, empuje axial y el desempeño global del rotor, además de contar con modelos de turbinas de referencia precargados, como la turbina de 5 MW del NREL.

No obstante, aunque QBlade constituye una herramienta robusta para la obtención de la curva de potencia bajo condiciones estándar, el código desarrollado en MATLAB ofrece mayor flexibilidad para este estudio, ya que permite modificar directamente los coeficientes aerodinámicos de sustentación (C_L) y arrastre (C_D). Esta capacidad resulta fundamental

para analizar el efecto de la degradación aerodinámica asociada a la erosión superficial, ya que dichos coeficientes pueden ser ajustados para simular cambios en el desempeño del perfil aerodinámico y evaluar posteriormente su impacto en la producción anual de energía.

Tabla 2: Datos de una turbina de 5 MW (NREL) ($w=12.1$ RPM; $\rho=1.225$ kg/m²; B=3).

No de nodos	r	Δr	c	Perfiles	C_l	C_d
1	2.86	2.33	3.542	C1	0	0.5
2	5.60	2.33	3.854	C1	0	0.5
3	8.33	2.33	4.167	C2	0	0.35
4	11.75	4.1	4.557	DU40	1.084	0.0158
5	15.85	4.1	4.652	DU35	1.134	0.0115
6	19.95	4.1	4.458	DU35	1.134	0.0115
7	24.05	4.1	4.249	DU30	1.197	0.0107
8	28.15	4.1	4.007	DU25	1.254	0.0132
9	32.25	4.1	3.748	DU21	1.283	0.0131
10	36.35	4.1	3.502	DU21	1.283	0.0131
11	40.45	4.1	3.256	NACA64	1.181	0.0113
12	44.55	4.1	3.010	NACA64	1.181	0.0113
13	48.65	4.1	2.764	NACA64	1.181	0.0113
14	52.75	4.1	2.518	NACA64	1.181	0.0113
15	56.16	2.73	2.313	NACA64	1.181	0.0113
16	58.9	2.73	2.086	NACA64	1.181	0.0113
17	61.63	2.73	1.419	NACA64	1.181	0.0113

4.2 Torque y empuje ejercido obtenidos por MatLab y Qblade

En la Figura 20a y 20b se presenta la comparación del torque ejercido y el empuje axial de la turbina NREL de 5 MW obtenidos mediante dos enfoques: el código desarrollado en MATLAB y el software QBlade, ambos correspondientes al caso de álabes sin erosión (*clean blade*). Las curvas fueron generadas utilizando los mismos parámetros aerodinámicos de los perfiles, considerando una velocidad nominal de 11.4 m/s.

El objetivo principal de esta comparación es validar el código implementado en MATLAB. A diferencia de QBlade, el código desarrollado permite modificar directamente los coeficientes aerodinámicos de sustentación C_L y arrastre C_D , lo cual resulta esencial para analizar la degradación del desempeño aerodinámico asociada a los cambios topográficos producidos por la erosión superficial. Esta capacidad posibilita estudiar cómo las variaciones en los perfiles aerodinámicos afectan el torque, el empuje axial y, en consecuencia, la producción anual de energía.

La buena concordancia observada entre los resultados obtenidos con MATLAB y QBlade en el caso sin erosión demuestra que el modelo numérico desarrollado reproduce adecuadamente el comportamiento aerodinámico de la turbina. Por lo tanto, el código puede emplearse con confianza para evaluar escenarios de degradación aerodinámica donde los coeficientes C_L y

C_D sean modificados.

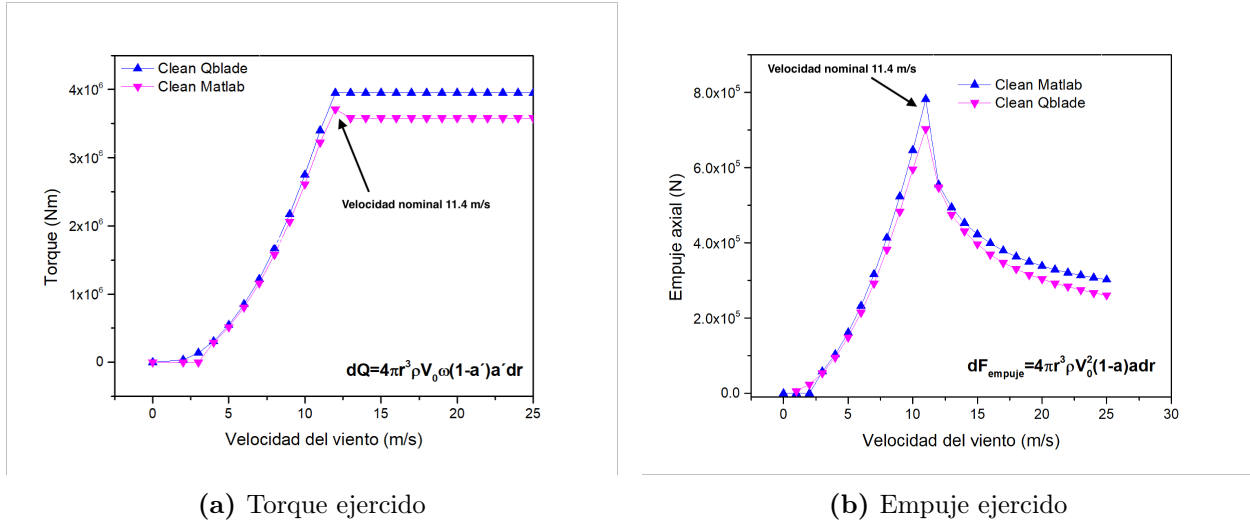


Figura 20: Torque ejercido de la turbina NREL de 5 MW utilizando diferentes conjuntos polares para los diferentes perfiles aerodinámicos.

5 Análisis y resultados

5.1 Tratamiento por plasma de los sustratos de fibra de vidrio

5.1.1 Energía superficial y pruebas de ángulos de contacto

La Figura 21 muestra el cambio en el ángulo de contacto de las muestras tratadas con plasma. Se observó una disminución del 40 % en el ángulo de contacto para la muestra tratada durante 5 segundos y una disminución del 54 % para la muestra tratada durante 30 segundos. No se observa una variación importante en el ángulo de contacto para tiempos de tratamiento superiores a 15 segundos. El aumento de la humectabilidad de las muestras tratadas con plasma se debe a la inserción de grupos polares en la superficie, lo cual es característico del tratamiento por plasma en superficies poliméricas, como los sustratos de fibra de vidrio (FV) [29,30].

La Figura 22 muestra la variación del componente polar (γ_s^p), del componente de dispersión (γ_s^d) y de la energía libre superficial (γ_s) antes y después del tratamiento por plasma. Se observa que la muestra tratada durante 15 segundos presenta una mayor energía superficial, aumentando de 52.4 a 71.5 mJ/m² en comparación con la muestra sin tratar. Sin embargo, es necesario analizar los componentes de la energía superficial para extraer mayor información de los resultados. La componente de dispersión de los sustratos disminuyó de 49.8 a 44.5 mJ/m² después de 5 segundos de tratamiento y se mantuvo constante para tiempos más prolongados. Este incremento es asociado a la formación de enlaces entrecruzados que favorecen la orientación de las cadenas poliméricas, principalmente a través de los grupos C=O y -NH presentes en la macroestructura superficial tras el tratamiento con plasma [23,24].

La componente polar permite comprender los enlaces polares disponibles en la superficie de los sustratos. El tratamiento por plasma incrementó el componente polar de 2.7 a 22.9 mJ/m² después de 15 segundos de tratamiento; para tiempos de exposición más prolongados, la componente polar se mantuvo constante. Este fenómeno se asocia con la saturación de grupos polares en la superficie [24-26]. Para identificar los grupos polares específicos introducidos en la superficie de los sustratos de FV, sería necesario emplear técnicas de análisis químico como XPS o FTIR; sin embargo, esto se encuentra fuera del alcance de la presente sección.

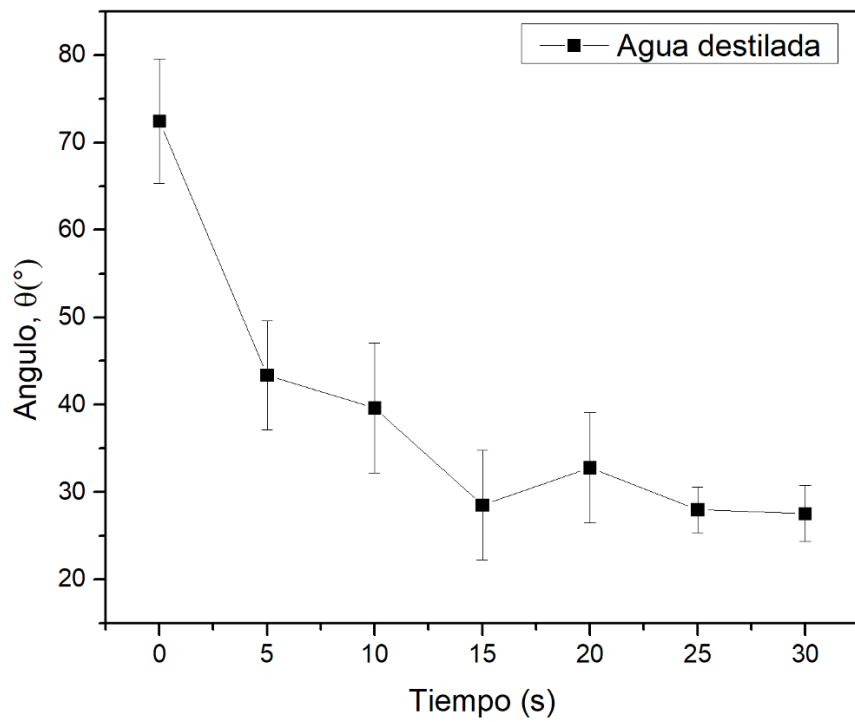


Figura 21: Gráfico de los ángulos de contacto de los sustratos con y sin tratamiento por plasma a 5, 10, 15, 20, 25 y 30 segundos.

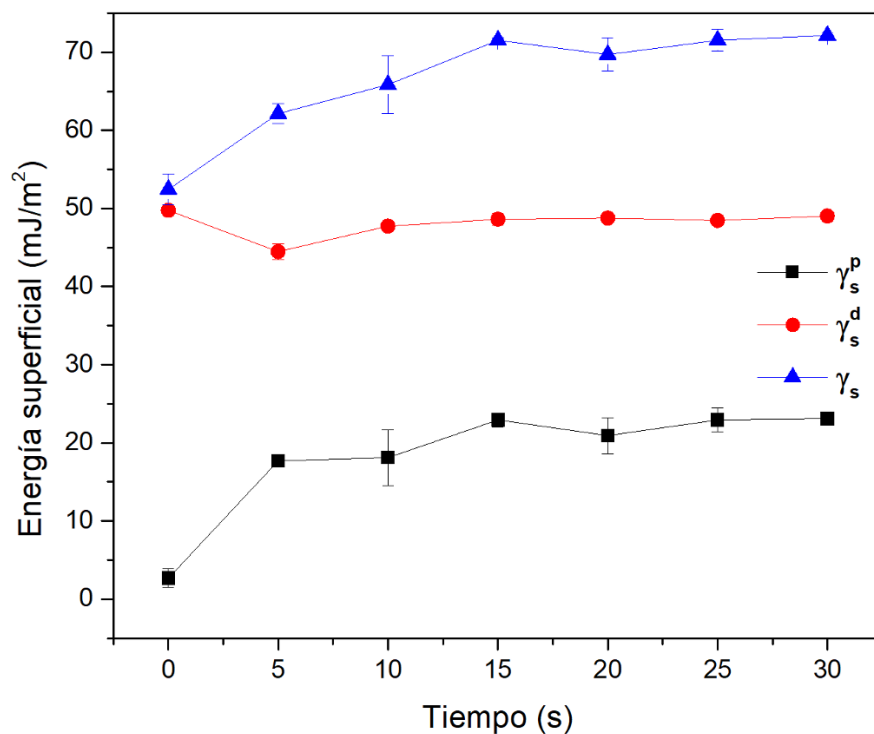


Figura 22: Gráfico de la variación de la componente polar (γ_s^p), componente de dispersión (γ_s^d) y energía libre superficial (γ_s) después del tratamiento por plasma.

5.1.2 Espectroscopia Raman de los sustratos de fibra de vidrio

La espectroscopia Raman se ha utilizado para investigar las especies presentes en la superficie de los sustratos de fibra de vidrio (FV) tratados por plasma. En la Figura 23 se muestran los picos característicos principales de los sustratos con y sin tratamiento. El espectro vibracional de la fibra de vidrio se identifica principalmente en las regiones de baja frecuencia entre 200 y 600 cm^{-1} y alrededor de 800 cm^{-1} . Todas estas bandas del espectro de la fibra de vidrio se asignan a vibraciones de flexión o estiramiento del enlace Si-O-Si [34]. La banda Si-O-Si desaparece después del tratamiento por plasma, lo que sugiere la formación de nuevos compuestos en la superficie. Al observar los cálculos de energía superficial, se puede asociar que estos compuestos corresponden a grupos polares, cuyo pico aparece en la región entre 2000–3500 cm^{-1} . Sin embargo, dado que la espectroscopia Raman no es sensible a las regiones de longitud de onda corta, no se pueden observar los picos característicos de los grupos polares (-OH, -C=O, etc.).

Las bandas de absorción más intensas en 800 y 1000 cm^{-1} aumentan después de 15 segundos de tratamiento por plasma, lo que corresponde a las vibraciones de los enlaces Si-C y Si-O, respectivamente. La superficie de la fibra de vidrio sufre entrecruzamiento después 15 s de tratamiento, formando una red continua y aleatoria de carbosiloxano a costa de los grupos metilo laterales. La banda a 1408 cm^{-1} corresponde a la deformación de los enlaces Si-CH₃. La superficie de los sustratos tratados durante 20 segundos muestra únicamente dos bandas. Para la muestra tratada durante 20 segundos, las bandas observadas corresponden a 800 cm^{-1} y 1600 cm^{-1} , atribuidas a los enlaces Si-C y Si-CH₃, respectivamente. Por otro lado, para las muestras tratadas durante 25 y 30 segundos, las bandas aparecen en 600 cm^{-1} y 1408 cm^{-1} , correspondientes a los enlaces Si-O-Si y Si-CH₃, respectivamente [35].

Los materiales poliméricos presentan mejores propiedades mecánicas cuando tienen un mayor grado de entrecruzamiento [31,32,33]. La banda en 3300 cm^{-1} que aparece después de 15 s de tratamiento corresponde a un grupo amida (-NH). Se sabe que los grupos -C=O y -NH forman enlaces de hidrógeno intermoleculares entre sí, lo que podría explicar el incremento del pico del anillo aromático y de la vibración de estiramiento del -C=O después de 15 minutos de tratamiento.

El tratamiento por plasma en materiales poliméricos está principalmente gobernado por las interacciones entre las especies generadas durante el proceso, las cuales incluyen electrones, iones positivos, moléculas, radicales neutros y excitados, así como átomos en su estado fundamental [22-26]. La formación de grupos -NH después de 15 segundos de tratamiento se debe principalmente a las interacciones entre estas especies y los radicales libres generados en la superficie del polímero durante el tratamiento por plasma. En particular, las especies formadas durante la disociación del gas (aire húmedo, compuesto por 79 % de N₂, 20 % de O₂ y 1 % de otros componentes) reaccionan con la superficie de los sustratos de fibra de vidrio, promoviendo la formación de grupos -NH, -OH y -C=O (ver Figura 24) [22,25].

A través de las pruebas de ángulo de contacto, energía libre superficial y espectroscopia

Raman, se concluye que la muestra de FV tratada durante 15 segundos es la más adecuada para la aplicación del recubrimiento PU/GO y PU/TiO₂, ya que presenta una mayor energía superficial. Esto incrementa la adhesión con otros materiales, optimizando la efectividad del recubrimiento.

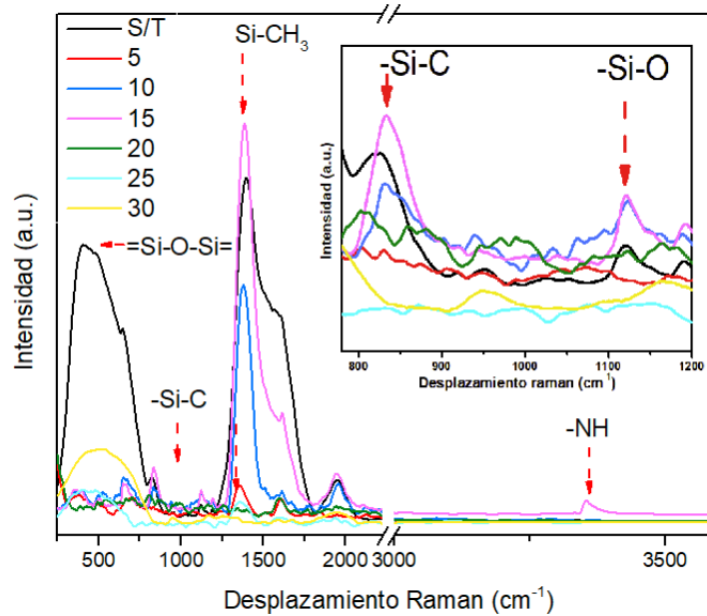


Figura 23: Espectros Raman de sustratos de fibra de vidrio (FV) con y sin tratamiento por plasma atmosférico.

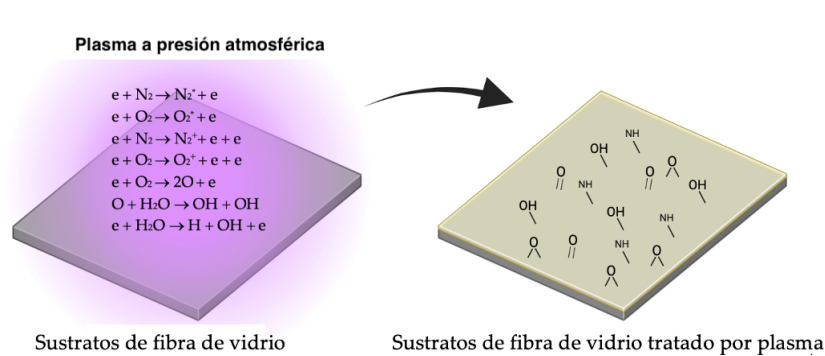


Figura 24: Interacción del tratamiento por plasma atmosférico con la fibra de vidrio (FV).

5.2 Recubrimientos PU/GO

5.2.1 Óxido grafeno modificado

El tratamiento por plasma es un proceso enérgico que puede modificar superficialmente la estructura del óxido de grafeno (GO) debido a la presencia de grupos oxigenados. Los espectros Raman permiten detectar diferentes alótropos del carbono (grafeno, grafito, óxido de grafeno, etc.), y mediante la razón de intensidades I_D/I_G e I_{2D}/I_G , es posible estimar el tamaño del cristalito, defectos, número de capas y densidad.

La Figura 25 muestra los espectros Raman del óxido de grafeno a diferentes tiempos de

tratamiento por plasma. Se observan dos bandas principales del GO: la banda D (1350 cm^{-1}) y la banda G (1590 cm^{-1}), las cuales están relacionadas con defectos estructurales o la presencia de grupos oxigenados que interrumpen la simetría del plano y la configuración de los átomos de carbono hibridados sp^3 . La banda 2D, de menor intensidad, es un armónico de la banda D y determina la dependencia ante diversas perturbaciones asociadas al número de defectos[34–36].

La Tabla 3 muestra la relación de las principales bandas de las diferentes muestras de óxido de grafeno. El GO sin tratar presenta una baja razón de intensidades I_D/I_G (0.55), lo cual indica que es un material de alta calidad con una elevada concentración de grupos oxigenados. Después de 6 y 10 minutos de tratamiento por plasma, la razón I_D/I_G aumentó a 1.04 y 1.63, respectivamente. Este aumento se atribuye a la creación de defectos y desorden en la superficie del GO debido a la desoxigenación, lo cual se evidencia por el aumento en la intensidad de la banda D y la disminución en la intensidad de la banda G, asociada al nivel de oxidación.

La disminución de la razón I_D/I_G (0.42) para el GO tratado durante 15 minutos representa la recuperación de la estructura gráfica sp^2 de los átomos de carbono, acompañada por una reducción de los grupos funcionales oxigenados.

La razón I_{2D}/I_G se emplea para estimar el número de capas en el GO. Una razón I_{2D}/I_G de 2 a 3 corresponde a una monocapa, de 1 a 2 a una bicapa, y una razón menor a 1 indica una estructura multicapa. La Tabla 3, muestra que las razones I_{2D}/I_G para las muestras de GO se encuentran entre 0.20 y 0.45, lo que indica una estructura de tipo multicapa [35–37]. A través de la ley de Tuinstra-Koenig [38,39] y la razón de intensidades I_D/I_G , es posible estimar la reducción de los grupos funcionales, el nivel de defectos y el tamaño del cristalito en el plano sp^2 (L_a), como se muestra en la Ecuación 14.

$$L_a = (2.4 \times 10^{10})(\lambda_L^4)\left(\frac{I_D}{I_G}\right)^{-1} \quad (15)$$

Donde λ_L es la longitud de onda de excitación del láser y I_D/I_G es la razón de intensidades de las bandas D y G. Al comparar el valor de L_a para el GO sin tratamiento (166 nm) con las muestras tratadas durante 6 minutos (56 nm) y 10 minutos (88 nm), se observa una reducción de L_a del 66 % y 47 %, respectivamente, lo que indica un aumento en el desorden de su estructura, asociado con una posible reducción de los grupos funcionales oxigenados. El incremento de L_a (217 nm) después de 15 minutos de tratamiento puede asociarse a una posible saturación de oxígeno en la estructura del GO (ver Tabla 4).

Considerando al GO como una estructura cristalina con defectos puntuales, es posible calcular la distancia promedio entre defectos puntuales (L_d) y la densidad de defectos (n_d) como lo describen Sharma *et al.* [38].

$$(L_d)^2 = (1.8 \pm 0.5) \times 10^9 * (\lambda_L^4)\left(\frac{I_D}{I_G}\right)^{-1} \quad (16)$$

$$(n_d)^{-2} = \left(\frac{(1.8 \pm 0.5) \times 10^{22}}{\lambda_L^4} \right) \left(\frac{I_D}{I_G} \right)^{-1} \quad (17)$$

El GO sin tratar y el GO tratado durante 15 minutos muestran la menor distancia entre defectos puntuales (I_D), entre 40 y 46 nm, respectivamente, lo que corrobora su baja densidad de defectos, de 3.33×10^{10} y 2.54×10^{10} . Sin embargo, para el GO tratado durante 6 y 10 minutos, se observa una mayor densidad de defectos, de 6.30×10^{10} y 9.87×10^{10} , respectivamente, con una distancia entre defectos de 29 y 23 nm. Este fenómeno puede asociarse con el aumento en la intensidad de la banda D, debido a la presencia de defectos y vacantes, límites de grano y los bordes de la red de carbono. El incremento de n_d para el GO después de 6 y 10 minutos de tratamiento por plasma se debe a la desoxigenación de la estructura del GO, lo cual reduce el tamaño de cristal (L_a). Con tiempos de tratamiento por plasma prolongados, las propiedades estructurales del óxido de grafeno se recuperan parcialmente; sin embargo, esto no implica una restauración completa de la estructura gráfica tipo sp^2 . Para una restauración total de esta estructura, se requiere un tratamiento con plasma utilizando gases ricos en carbono, como CH_4 (metano) o C_2H_2 (acetileno). Estos gases proporcionan carbono reactivo, esencial para restablecer de forma más eficaz la red de grafeno[39–43].

Cheng *et al.* generaron de forma artificial defectos en la superficie del grafito pirolítico altamente ordenado (HOPG) utilizando plasma de oxígeno e hidrógeno. Posteriormente, aplicaron un plasma de CH_4 para reparar dichos defectos. Observaron que especies reactivas como CH_3 y C, provenientes del metano ionizado, se combinaron con los defectos en el grafito, favoreciendo la recuperación de la superficie mediante la restauración de los enlaces rotos [44].

Huang *et al.* [39] modificaron la superficie del grafeno mediante deposición química de vapor oxidado (CVD oxidado) usando un chorro de plasma a presión atmosférica con helio en una atmósfera de aire. Se encontró que, a tiempos cortos de tratamiento (0–60 s), el contenido de grupos oxigenados aumentó, mientras que, para tiempos mayores a 60 s, el grafeno CVD oxidado comenzó a perder oxígeno y carbono.

De acuerdo con la investigación de Huang *et al.*, se sugiere que el GO presenta una alta proporción de enlaces C–O–C debido al alto nivel de defectos después 6 y 10 minutos de tratamiento. Observaron que la inestabilidad de los grupos epóxidos, causada por el bombardeo electrónico durante el tratamiento con plasma, permite la ruptura del enlace C–O–C, formando radicales altamente reactivos como CO. Una vez activado, el epóxido captura oxígeno atómico del ambiente circundante, formando O_2 . Para el grafeno CVD con alto contenido de epóxidos, la tasa de reducción fue mayor que la de oxidación. Por ello, se asocia que el GO tiene una alta proporción de enlaces C–O–C debido al elevado nivel de defectos después de 6 y 10 minutos de tratamiento[45].

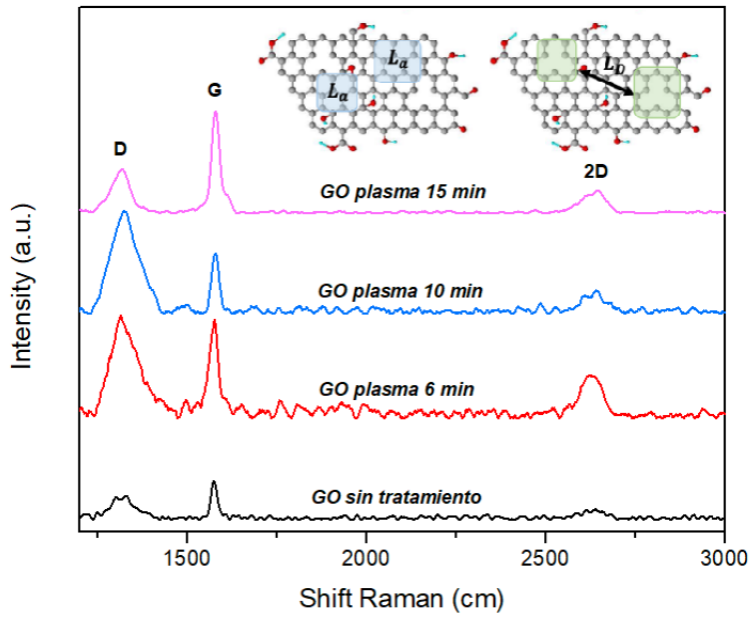


Figura 25: Espectros Raman obtenidos de los diferentes recubrimientos de PU/GO.

Tabla 3: Relación de las intensidades de las principales bandas del GO antes y después del tratamiento por plasma.

Muestra	I_D	I_G	I_{2D}	I_D/I_G	I_{2D}/I_G
GO sin tratamiento	0.39	0.70	0.14	0.55	0.20
GO plasma 6 min	1.72	1.66	0.75	1.04	0.45
GO plasma 10 min	1.84	1.13	0.34	1.63	0.30
GO plasma 15 min	0.79	1.90	0.39	0.42	0.21

Tabla 4: Espectros Raman obtenidos de los diferentes recubrimientos de PU/GO.

Muestra	L_a [nm]	L_d [nm ²]	n_d [nm ⁻²]
GO sin tratamiento	166	40	3.33×10^{10}
GO plasma 6 min	88	29	6.30×10^{10}
GO plasma 10 min	56	23	9.87×10^{10}
GO plasma 15 min	217	46	2.54×10^{10}

5.2.2 Energía superficial del óxido de grafeno

Es posible calcular la energía superficial del óxido de grafeno modificado mediante pruebas de ángulo de contacto. La energía superficial se define como la suma de los componentes polar y dispersiva. La componente polar proporciona información sobre la presencia de especies polares, como grupos hidroxilo, carboxilo y epóxidos [24–26].

En la Figura 26 se observa que la componente polar del GO antes y después del tratamiento por plasma no presenta un cambio significativo en sus propiedades hidrofílicas. Sin embargo, se observa una tendencia hacia una mayor hidrofobicidad, atribuida a la pérdida de grupos funcionales oxigenados durante el tratamiento por plasma [22].

Durante el tratamiento por plasma, la estructura del óxido de grafeno sufre modificaciones covalentes y no covalentes. Los espectros Raman indicaron un aumento en los defectos estructurales del GO, lo cual puede asociarse con la desoxigenación de su superficie, provocada principalmente por la ruptura de los grupos epóxidos, que son más susceptibles debido a la inestabilidad de sus estructuras cíclicas [46–51].

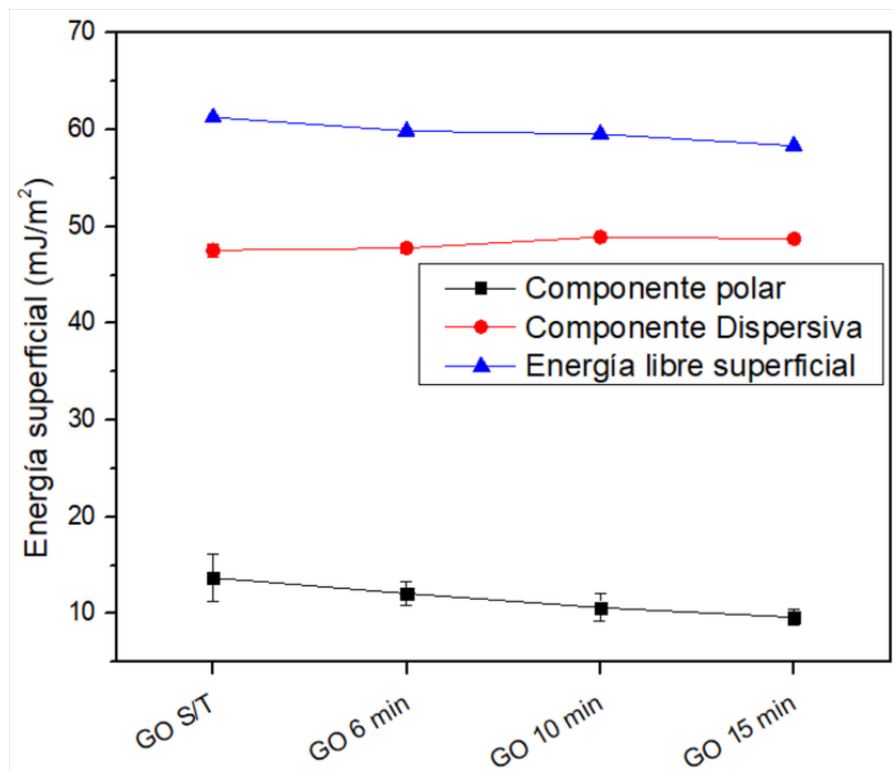


Figura 26: Energía superficial en función del tiempo de tratamiento por plasma.

5.2.3 Recubrimiento Poliuretano/óxido de grafeno (PU/GO)

Espectroscopia FTIR

A través de los espectros de FTIR se observaron las interacciones entre las partículas de óxido de grafeno y la matriz de poliuretano. La adición de GO a bajas concentraciones no genera nuevas bandas en los espectros de FTIR, sin embargo, se observaron cambios en las intensidades de las bandas correspondientes a los grupos funcionales C–O–C, C=O y –NH en 1049 cm^{-1} , 1732 cm^{-1} y 3338 cm^{-1} , respectivamente.

Estos grupos funcionales son sensibles a los enlaces de hidrógeno presentes en el PU, ya que actúan como donadores y aceptores de protones. Los enlaces de hidrógeno afectan en gran medida el entrecruzamiento (*crosslinking*) de la estructura del PU, ya que un mayor número de enlaces de hidrógeno incrementa la fuerza intermolecular, lo que repercute directamente en sus propiedades mecánicas [19-22].

En la Figura 27, las bandas C–O–C, C=O y –NH en la muestra PU/0.2GO_10 min presentan una menor intensidad en comparación con los otros recubrimientos. Esta reducción en la intensidad se atribuye a una mayor cantidad de entrecruzamiento entre enlaces de hidrógeno y los grupos –NH y C=O.

En conclusión, el tratamiento por plasma de las partículas de GO reduce el entrecruzamiento de la matriz de PU entre los grupos –NH y C=O, lo que produce menos interferencia en los enlaces de hidrógeno. La Figura 26 no muestra esta tendencia para el GO tratado durante 10 minutos, ya que las bandas de –NH y C–O–C presentan menor intensidad, lo que indica

un mayor grado de entrecruzamiento entre los enlaces de hidrógeno y los grupos funcionales $-NH$ y $C=O$ [23,24,52].

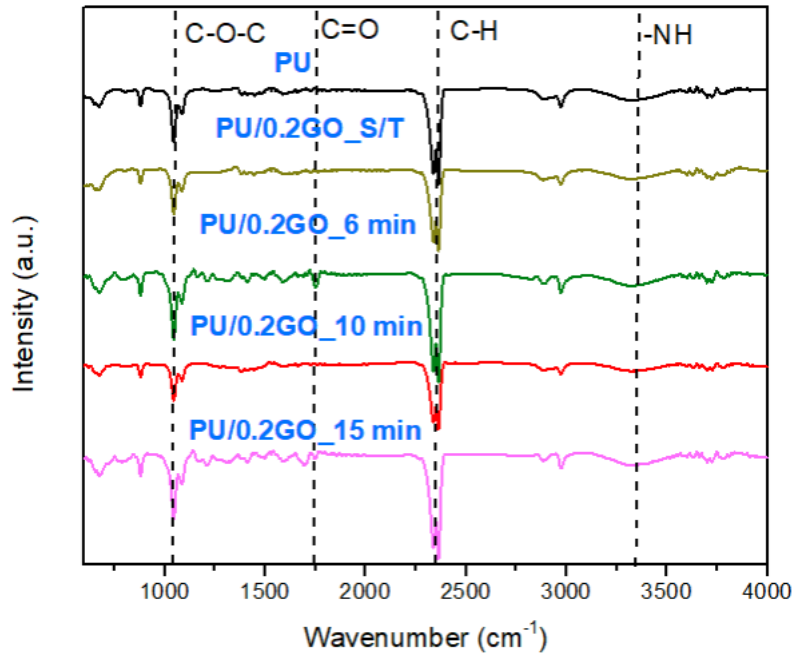


Figura 27: Espectros FTIR obtenidos de los diferentes recubrimientos PU/GO.

Difracción de rayos X

Los patrones de difracción de los diferentes recubrimientos PU/0.2GO se muestran en la Figura 28. La intensidad del pico a 17° corresponde a la característica amorfa de la estructura entrecruzada del poliuretano. El óxido de grafeno (GO) presenta un pico intenso y definido a 26.4° , lo que indica que es altamente cristalino. Este pico a 26.4° corresponde a las capas cristalinas del GO y al espacio interplanar entre las capas de grafito. Este mismo comportamiento también puede observarse en el compuesto PU/0.2GO [39–41].

Para analizar las interacciones entre las partículas de GO y el PU, se calculó el tamaño de cristalito (D) mediante la ecuación de Scherrer, y el espaciamiento interplanar (d) se determinó utilizando la ley de Bragg, como se muestra en la Tabla 5.

$$D = (k\lambda)/\beta \cos(\theta) \quad (18)$$

$$D = \lambda/2 \sin(\theta) \quad (19)$$

Donde β es el ancho completo del pico de difracción a la mitad de la altura máxima (FWHM); θ es el ángulo de difracción a la mitad del pico correspondiente al espaciamiento entre capas; d es la distancia interplanar y λ es la longitud de onda de la fuente de rayos X.

La adición de partículas de GO no afecta la estructura del PU (correspondiente al pico a

17°), ya que el tamaño de cristal permanece invariante (0.499–0.567 nm, ver Tabla 5) antes y después del tratamiento por plasma. La distancia interplanar del pico a 26.4 en el compuesto PU/0.2GO también se mantiene constante (0.339 nm); sin embargo, la presencia de dicho pico indica una adecuada dispersión del GO dentro de la matriz de PU, mejorando la dispersión aproximadamente en un 86 % en comparación con el GO sin tratar.

En general, los patrones de difracción de rayos X (XRD) indican una buena dispersión del GO, y la aparición de picos adicionales en las muestras PU/0.2GO_6min y PU/0.2GO_10min refleja un área de cristalización mayor, atribuible a la agregación de estructuras de GO. La formación de óxido de grafeno reducido (rGO) puede confirmarse mediante espectroscopía Raman, ya que ocurre una redeposición de especies acompañada de la eliminación de un gran número de grupos polares como carbonilos, hidroxilos y epóxidos durante el tratamiento por plasma. En la Figura 29 se observa una imagen representativa que destaca los grupos polares más susceptibles de interaccionar durante el tratamiento por plasma [43,46,52–54].

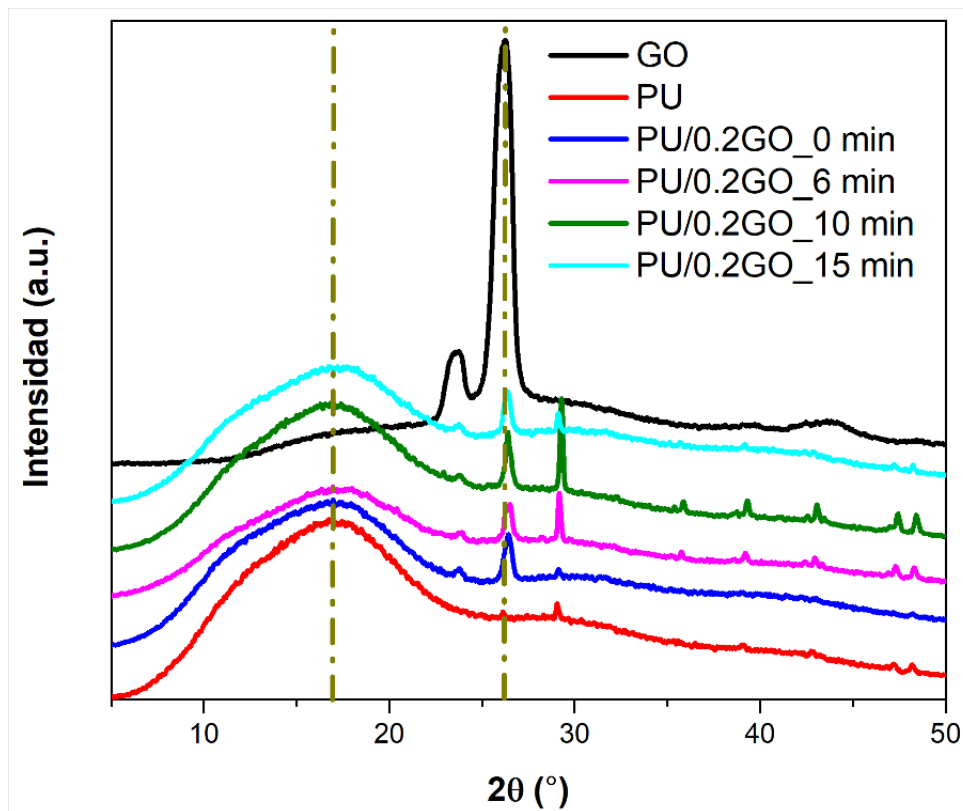


Figura 28: Patrones de difracción del óxido de grafeno antes y después del tratamiento por plasma.

Tabla 5: Datos extraídos de los patrones de difracción del óxido de grafeno antes y después del tratamiento por plasma.

Muestra	2θ [°]	d [nm]	D [nm]	Promedio [D]
PU/0.2GO_0 min	26.40	0.339	16.86	8.67
	16.77	0.53	0.499	
PU/0.2GO_6 min	26.40	0.338	17.11	8.81
	17.36	0.512	0.512	
PU/0.2GO_10 min	26.40	0.339	20.44	10.50
	16.99	1.638	0.565	
PU/0.2GO_15 min	26.35	0.339	17.11	8.80
	17.20	0.517	0.497	

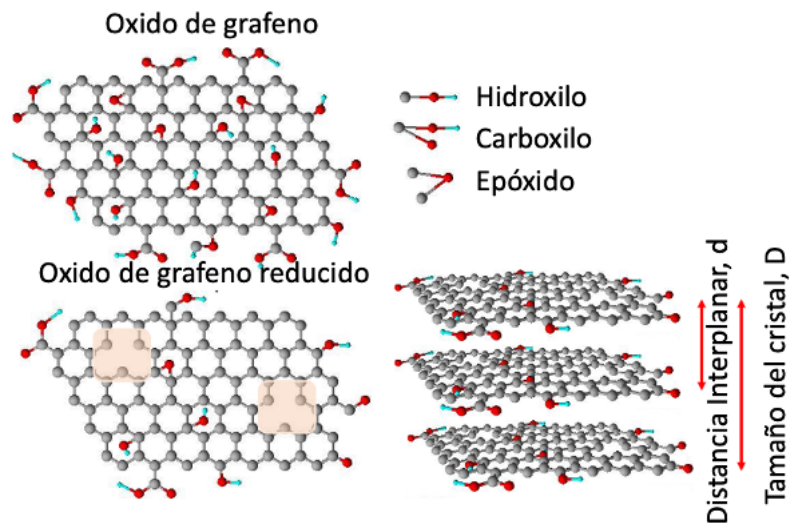


Figura 29: Estructura cristalina del óxido de grafeno y del óxido de grafeno reducido.

Pruebas de adhesión

Los tratamientos por plasma modifican las interacciones covalentes y no covalentes en la estructura del óxido de grafeno (GO) debido a la deformación y redistribución de grupos oxigenados sobre su superficie [54–59]. Como resultado de los defectos estructurales inducidos por el tratamiento por plasma, los enlaces no covalentes principalmente interacciones $\pi - \pi$, enlaces de hidrógeno e interacciones electrostáticas mejoran la dispersión y la compatibilidad interfacial del GO en la matriz de poliuretano (PU) [48,49,59–62].

En la Figura 30, se observan los resultados de las pruebas de adhesión de los diferentes

recubrimientos. El recubrimiento PU/0.2GO_10 min presenta un incremento en la fuerza de adhesión del 27.6 % en comparación con el recubrimiento PU/0.2GO_0 min. Este incremento se asocia a una mayor densidad de defectos (L_d) en la estructura del GO, lo que permite una mejor dispersión y compatibilidad del GO en la matriz de PU, facilitando eficazmente la integración del PU entre las capas de GO [43,45,52–54].

Los espectros Raman mostraron una reducción del GO después de 6 minutos de tratamiento, y después de 15 minutos se observó la restauración parcial de los dominios tipo sp^2 . Puede concluirse que el óxido de grafeno reducido mediante tratamiento por plasma incrementa la resistencia de adhesión en los sustratos de fibra de vidrio.

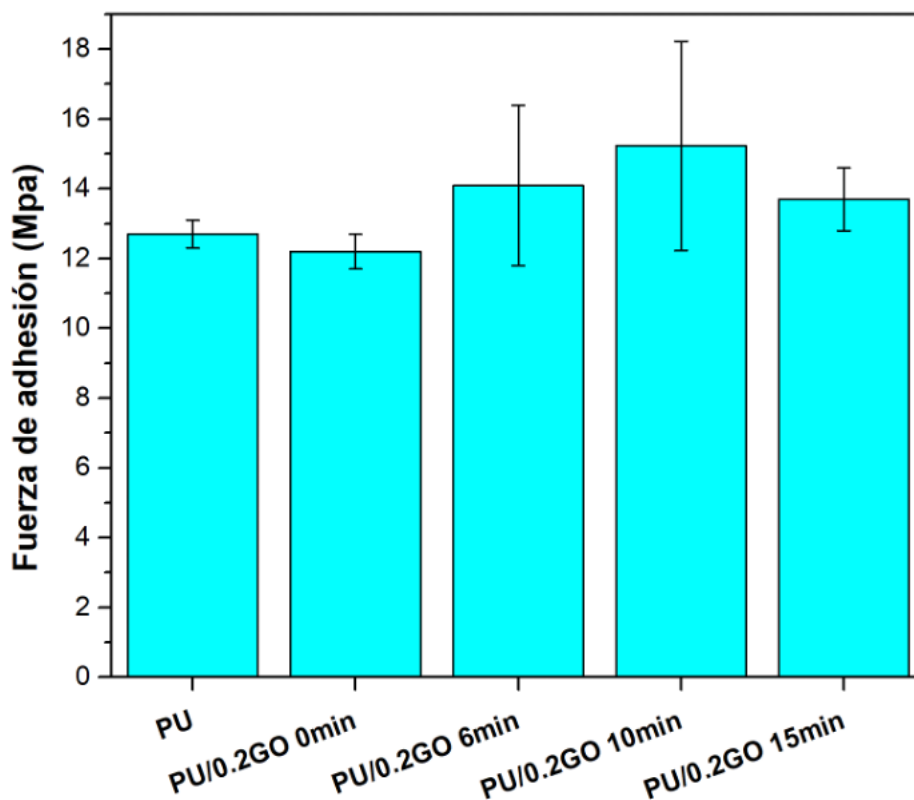


Figura 30: Pruebas de adhesión de los diferentes recubrimientos PU/0.2GO en función del tiempo de tratamiento.

Dureza

La dureza de los diferentes recubrimientos PU/0.2GO se presenta en la Figura 31. Los recubrimientos de poliuretano fueron modificados mediante la incorporación de partículas de óxido de grafeno (GO) previamente tratadas con plasma de barrera dieléctrica (DBD). Esta modificación superficial del GO mejora su dispersión dentro de la matriz de PU, lo que incrementa sus propiedades mecánicas y de resistencia a la erosión.

Se observó un incremento máximo de aproximadamente 480 % en la dureza del recubrimien-

to PU/0.2GO_10 min en comparación con el recubrimiento PU/0.2GO_6 min. Jeeva *et al.* incorporaron partículas de ZrN, AMDES y GO en una matriz de PU aplicada sobre sustratos de aluminio con el fin de mejorar su desempeño en aplicaciones aeroespaciales. Reportaron la formación de enlaces de hidrógeno entre los grupos hidroxilo del GO y los átomos de nitrógeno del grupo amida del PU (ver Figura 32). Estos grupos actúan como donadores y aceptores de enlaces de hidrógeno, promoviendo una fuerte interacción interfacial entre el GO y las cadenas poliméricas del PU [63].

De manera similar, Raj Xavier incorporó disulfuro de manganeso (MnS, 3-(m-aminofenoxi) propiltrimetoxisilano (APMS) y GO en recubrimientos de PU para mejorar sus propiedades anticorrosivas, retardantes de llama y mecánicas. Los recubrimientos PU-GO/MnS₂ y PU-GO/APMS-MnS₂ mostraron mayor resistencia a la adhesión, dureza y módulo de tensión en comparación con PU, PU-MnS y PU-APMS/MnS. Estas mejoras se atribuyen principalmente a la alta compatibilidad del GO con la matriz de PU, lo que reduce la aglomeración y permite una mayor resistencia interfacial en los recubrimientos nanocompuestos [64].

En conclusión, la estructura de GO tratada durante 10 minutos presenta una mayor dureza, asociada con la interacción entre los grupos polares del GO y el grupo amida del PU, interacciones que se intensifican con el tratamiento por plasma. Esto convierte al recubrimiento PU/0.2GO_10 min en un candidato potencial para mitigar el proceso de erosión en el borde de ataque de los álabes en los aerogeneradores.

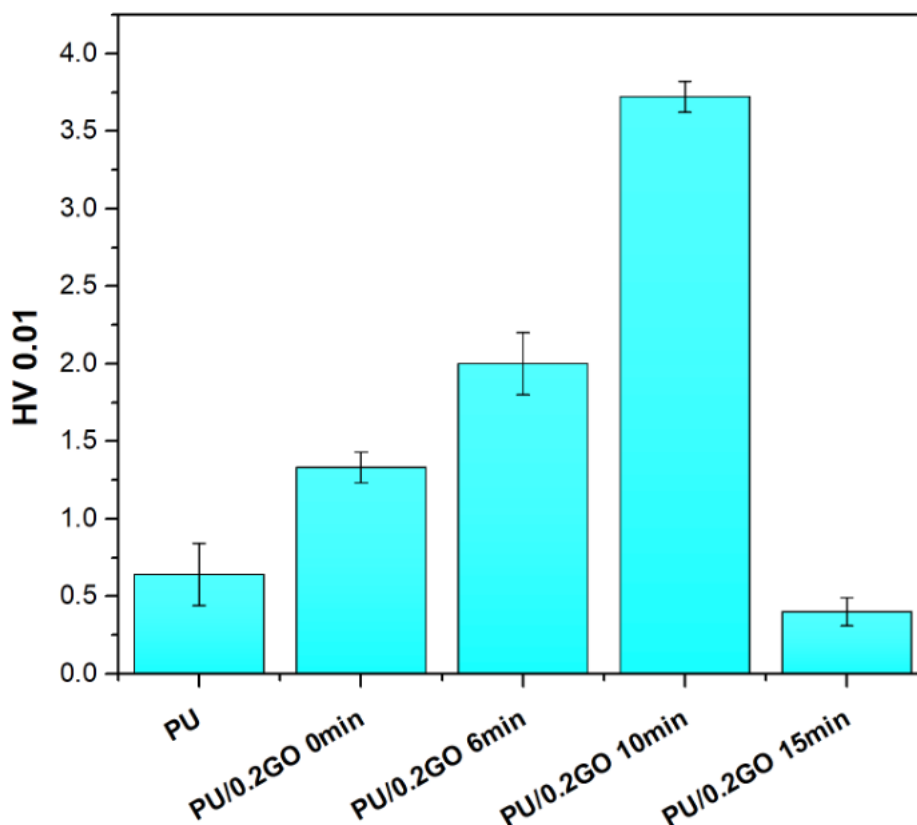


Figura 31: Microdureza Vickers de los diferentes recubrimientos de PU/0.2GO.

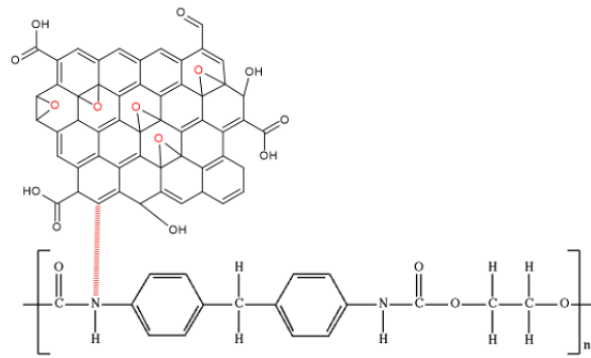


Figura 32: Ecuación que describe las interacciones en los compuestos de PU/0.2GO.

Pruebas de tensión

Las propiedades mecánicas de los compuestos de PU/GO se presentan en la Tabla 6. En la Figura 33 se observa el análisis comparativo del módulo de tensión de los compuestos PU/0.2GO. La incorporación de GO tratado durante 10 minutos mediante plasma DBD incremento de forma significativa el módulo de tensión del PU, pasando de 14.4 MPa a 21.4 MPa. Sin embargo, tanto la resistencia a la tracción (σ) como la elongación a la rotura (ϵ) disminuyeron con la incorporación del GO. Esta reducción se atribuye a la fuerte dependencia de las características mecánicas de la estructura del compuesto respecto a las interacciones interfaciales entre las partículas de GO y la matriz polimérica.

Jun Geun *et al.*, funcionalizaron partículas de GO introduciendo grupos funcionales amina mediante el método CL-GO para mejorar las propiedades mecánicas y anticorrosivas de los compuestos de PU. Reportaron un notable aumento en el módulo de tensión y en la resistencia a la corrosión, atribuido a la formación de interacciones π - π . Estas interacciones interfaciales inducen una mejora sinergia tanto en el rendimiento mecánico como en la resistencia a la corrosión de los compuestos de PU [65].

En conclusión, la combinación de un alto módulo de tensión y una elongación reducida observada en el compuesto PU/0.2GO_10min indica que el tratamiento con plasma del GO durante 10 minutos produce un material con mayor rigidez y menor elasticidad. Esta característica lo hace especialmente adecuado para aplicaciones en las que la resistencia mecánica es un factor determinante.

Tabla 6: Propiedades mecánicas de los compuestos PU/0.2GO.

Muestra	E [MPa]	σ [MPa]	ϵ
PU	14.4±1.9	0.41±0.06	0.028
PU/0.2GO_0 min	20.7±0.3	0.39±0.05	0.019
PU/0.2GO_6min	9.9±1.12	0.23±0.03	0.023
PU/0.2GO_10min	21.4±2.0	0.34±0.04	0.016
PU/0.2GO_15min	8.5±2.9	0.24±0.03	0.028

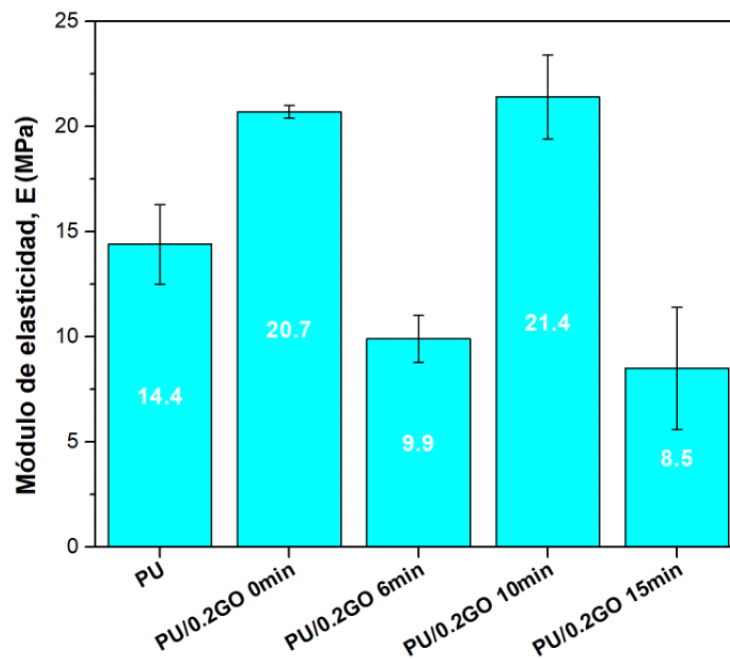


Figura 33: Resultados de la prueba de tracción: módulo de elasticidad (E).

Pruebas de erosión de los recubrimientos PU y PU/GO

La selección de la muestra PU/GO/10 min se basó en sus propiedades mecánicas superiores, mientras que la muestra PU se incluyó para establecer una referencia comparativa. La justificación de esta selección se analiza con mayor detalle en la Sección 5.2.3. Las pruebas de erosión para los recubrimientos de PU y PU/GO_10min. se realizaron de acuerdo con la norma ASTM G76-18. Con el propósito de replicar condiciones erosivas más

suaves, se optó por utilizar una velocidad de partícula de 8 m/s, la cual es relevante para recubrimientos poliméricos aplicados sobre sustratos de fibra de vidrio. Para cada condición experimental, se evaluaron tres muestras independientes, con el fin de garantizar la reproducibilidad y confiabilidad de los resultados obtenidos. En la Figura 5.2.3, se observan las micrografías SEM de los espesores correspondientes de los recubrimientos y el volumen removido durante las pruebas de erosión.

Como se observa en la Figura 34a, el recubrimiento de PU puro presenta una cicatriz de erosión más profunda con una morfología de desgaste irregular, lo cual es consistente con sus propiedades mecánicas relativamente bajas, tales como la dureza ($0.64 \text{ HV}_{0.01}$) y el módulo de tensión (14.4 MPa). El comportamiento a la erosión del PU puede clasificarse de manera general como semidúctil, evidenciada por el perfil de erosión afilado y estrecho, que sugiere un daño localizado pero severo, lo cual puede ser confirmado por la Figura 35a 35b. Observaciones similares sobre el comportamiento erosivo de polímeros han sido reportadas por Zahavi y colaboradores [64].

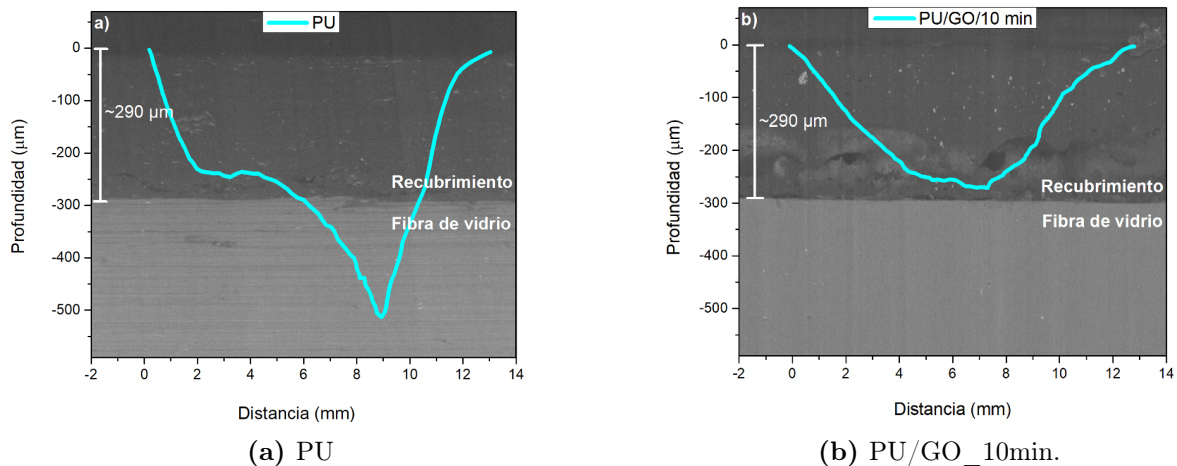


Figura 34: Comparación directa del desgaste entre PU y PU/GO bajo la misma escala.

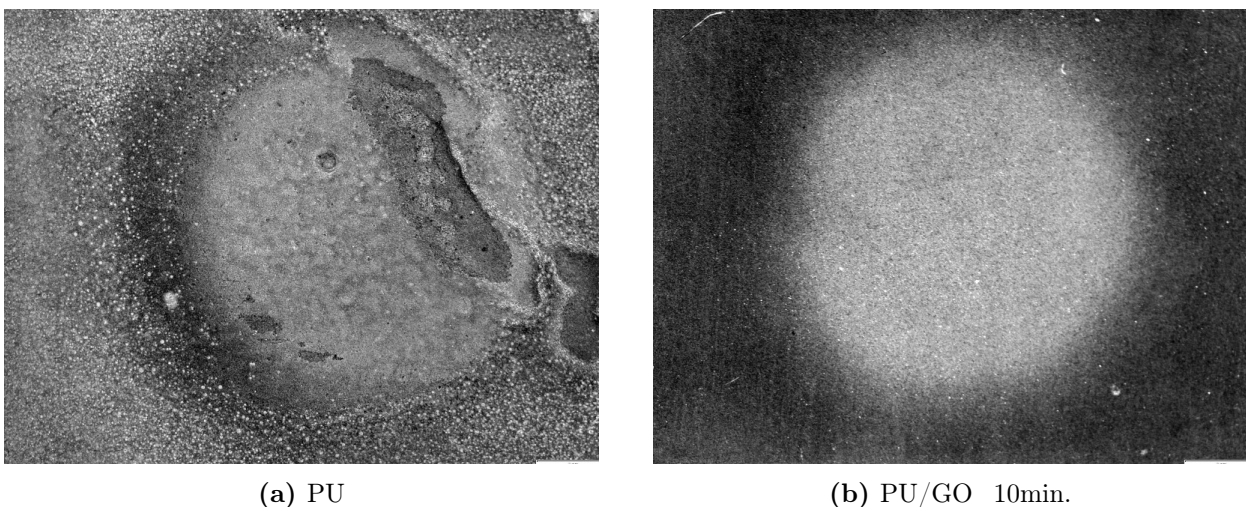


Figura 35: Comparación del desgaste entre PU y PU/GO, vista superior.

En contraste, el recubrimiento PU/GO/10 min mostró un comportamiento de erosión más dúctil, asociado con su superficie más lisa y libre de defectos, donde solo se observaron pequeñas características en forma de grietas (Ver Figura 34b). Este desempeño mejorado se correlaciona con sus propiedades mecánicas superiores, a una mayor dureza ($3.72 \text{ HV}_{0.01}$) y módulo de tensión (21.4 MPa). Las Figuras 36a-36b presentan además los volúmenes erosionados estimados mediante el método de volumen de revolución asimétrica. Una comparación cuantitativa indica que la incorporación de GO redujo el volumen erosionado en aproximadamente 62.4 % en comparación con el PU puro. Estos resultados destacan el papel beneficioso del refuerzo con GO en la mejora de la resistencia a la erosión de los recubrimientos de PU, lo cual está directamente relacionado con la resistencia mecánica y los mecanismos de disipación de energía facilitados por las partículas de GO [64-65].

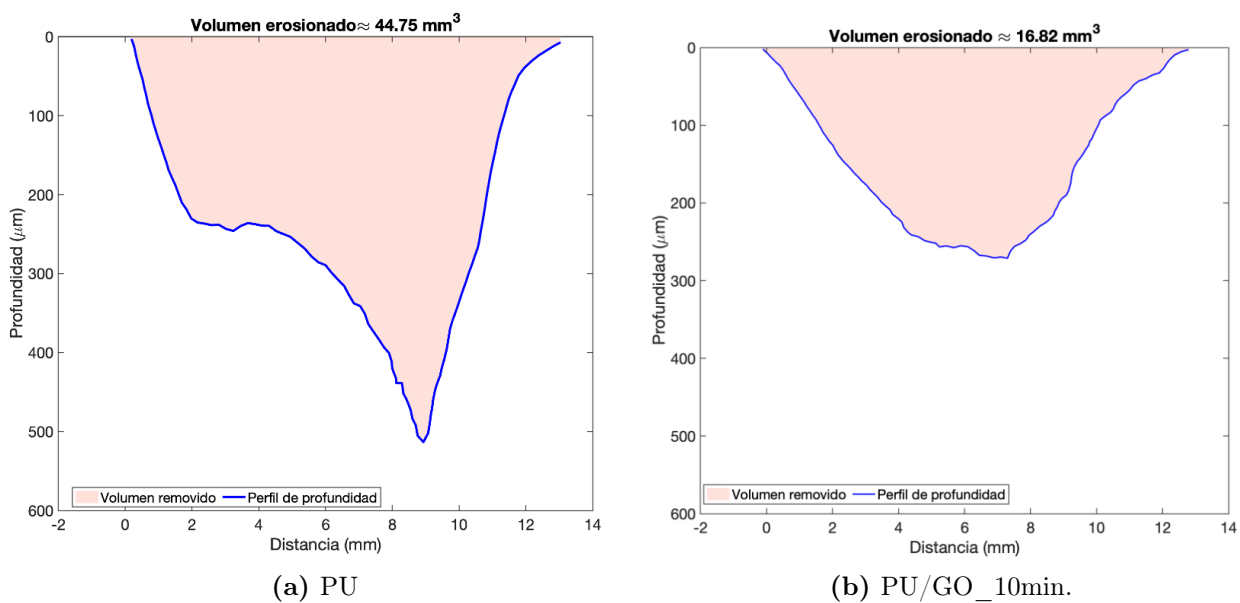


Figura 36: Volumen erosionado estimado mediante el método de volumen de revolución asimétrica.

En la Figura 37, se observa la comparación del volumen removido experimentalmente y el calculado teóricamente para los recubrimientos PU y PU/0.2GO 10 min. La diferencia entre el volumen removido experimental y el volumen calculado no corresponde a la validación de un modelo de erosión, sino a la comparación entre la medición directa del daño y su estimación mediante un método geométrico de revolución del perfil erosionado. Las discrepancias observadas se deben a la asimetría real del cráter de erosión, irregularidades locales y mecanismos de fractura que no son capturados completamente por la aproximación axisimétrica empleada para el cálculo volumétrico.

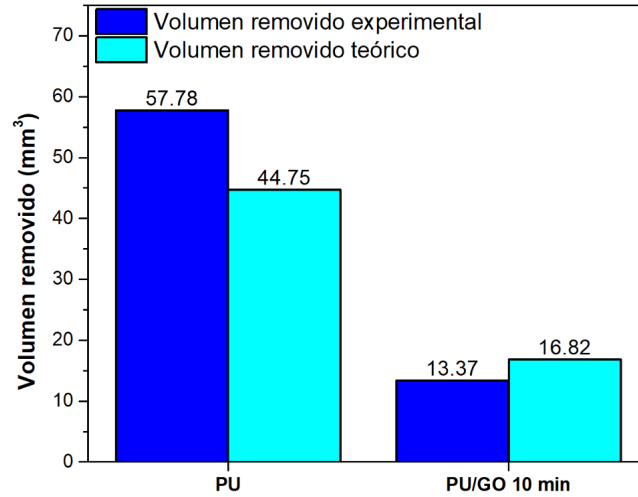


Figura 37: Comparación entre el volumen removido experimental y el volumen calculado teóricamente para los recubrimientos PU y PU/0.2GO 10 min.

Pérdida de masa de los recubrimientos PU y PU/GO

En la Figura 38, evidencia una diferencia marcada en el comportamiento erosivo entre el poliuretano (PU) sin refuerzo y el recubrimiento modificado PU/0.2GO tratado por plasma durante 10 minutos. Al final del ensayo (22 minutos), el PU puro alcanza una pérdida de masa aproximada de 4.6×10^{-5} kg, mientras que el recubrimiento PU/0.2GO presenta un valor cercano a 2.2×10^{-5} kg. Esta diferencia corresponde a una reducción aproximada del 52% en la tasa de desgaste del recubrimiento modificado respecto al PU sin refuerzo (Ver Tabla 7).

Adicionalmente, la tendencia de ambas curvas muestra que, aunque la pérdida de masa aumenta con el tiempo para ambos recubrimientos, la pendiente correspondiente al recubrimiento PU/GO es menor, indicando una tasa de erosión reducida y un mecanismo de daño más controlado. Estos resultados demuestran que el tratamiento por plasma y el refuerzo con partículas de GO constituyen una estrategia efectiva para incrementar la vida útil de recubrimientos poliméricos sometidos a condiciones erosivas.

Tabla 7: Tasa de erosión de los recubrimientos PU y PU/0.2GO 10 min.

Recubrimiento	E (mg/g)	E (kg/kg)
PU	3.36	3.36×10^{-3}
PU/0.2GO 10 min	1.59	1.59×10^{-3}

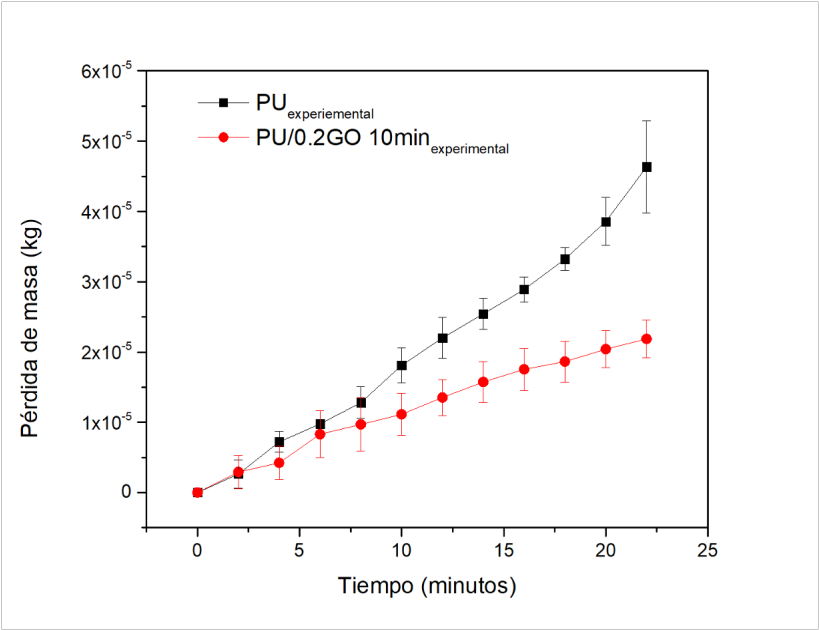


Figura 38: Pérdida de masa en función del tiempo para los recubrimientos PU y PU/0.2GO 10 min durante las pruebas de erosión.

5.3 Recubrimientos PU/TiO₂

5.3.1 Espectroscopia FTIR

Las modificaciones estructurales del poliuretano (PU) inducidas por la incorporación de dióxido de titanio (TiO₂) se analizaron mediante espectroscopía infrarroja por transformada de Fourier (FTIR). La Figura 39, muestra los espectros infrarrojos en el rango de 550–3600 cm⁻¹ para los diferentes recubrimientos. Los picos característicos del PU aparecen en 3300, 2978, 2364 y 1049 cm⁻¹, correspondientes a las vibraciones $\nu(\text{N-H})$, $\nu(\text{C-H})$, $\nu(\text{C-H})$ y $\nu(\text{C-O})$, respectivamente [66–68].

El enlace de hidrógeno constituye el principal tipo de interacción entre el PU y el TiO₂: (1) En el poliuretano, los grupos N–H (donadores de protones) y los átomos de oxígeno en los grupos C=O y éster (aceptores de protones) forman enlaces de hidrógeno; (2) Las partículas de TiO₂ desempeñan un papel importante en la formación de estos enlaces debido a los grupos hidroxilo (–OH) presentes en su superficie, los cuales interactúan con los grupos N–H del poliuretano (ver Figura 6) [69].

En la figura 40, la banda de estiramiento N–H se deconvolucionó en dos picos, ubicados en 3325 y 3198 cm⁻¹, atribuidos a los grupos N–H libres y N–H enlazados por puentes de hidrógeno, respectivamente. La Tabla 8, presenta la relación entre los grupos N–H enlazados y los libres.

El PU puro exhibe una alta fracción de grupos N–H enlazados por puente de hidrógeno ($\approx 58.8\%$) (ver Figura 41), atribuida a las interacciones intramoleculares entre los grupos N–H y C=O. El recubrimiento PU/TiO₂ 1% muestra la fracción más baja ($\approx 40.0\%$), ya que las partículas de TiO₂ no aportan suficientes sitios superficiales –OH para formar enlaces de hidrógeno y, de hecho, pueden interrumpir algunas interacciones N–H...C=O dentro de la matriz de PU (ver Figura 41). Por otro lado, el PU/TiO₂ 3% presenta la fracción más alta ($\approx 64.7\%$), lo que se atribuye a una mejor dispersión de las partículas de TiO₂ y a una mayor área superficial efectiva (más sitios activos –OH) que favorece la formación de enlaces de hidrógeno (ver Figura 41). Sin embargo, en el caso de PU/TiO₂ 5%, cierto grado de aglomeración del TiO₂ reduce el área superficial disponible para la interacción con los grupos N–H, resultando en una menor fracción ($\approx 53.6\%$) (ver Figura 41) [67].

En conclusión, el recubrimiento PU/TiO₂ 3% exhibe la mayor fracción de grupos N–H enlazados por puente de hidrógeno ($\approx 64.7\%$), lo cual se atribuye a las interacciones mejoradas entre los grupos –OH de la superficie del TiO₂ y los grupos N–H del PU [70,72].

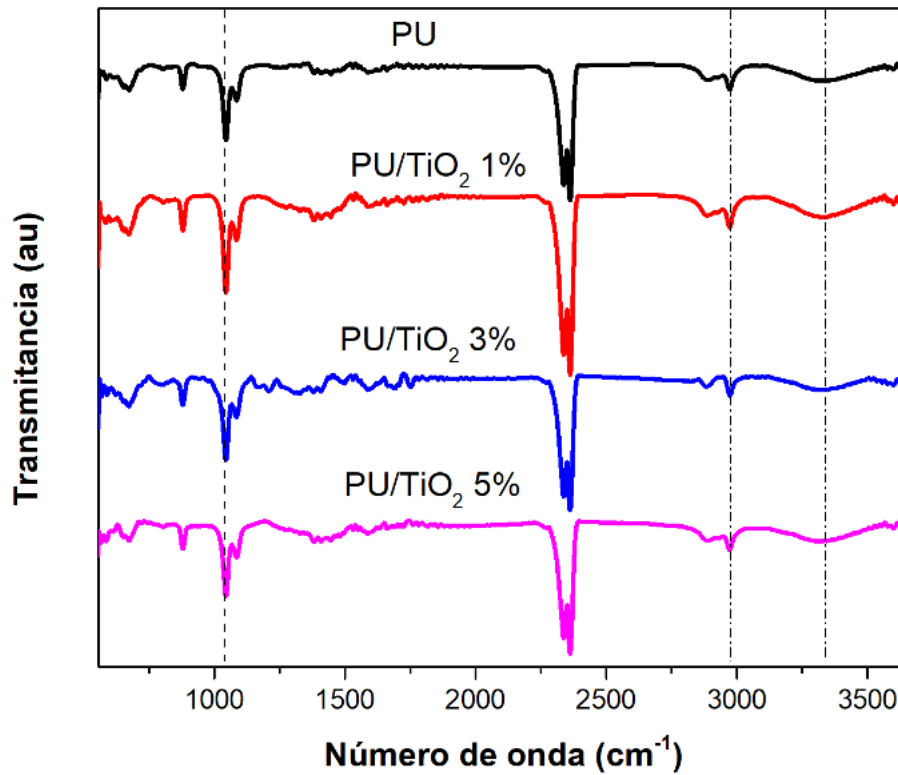


Figura 39: Espectros FTIR de los diferentes PU/TiO₂ tratados por plasma de Barrera Dieléctrica.

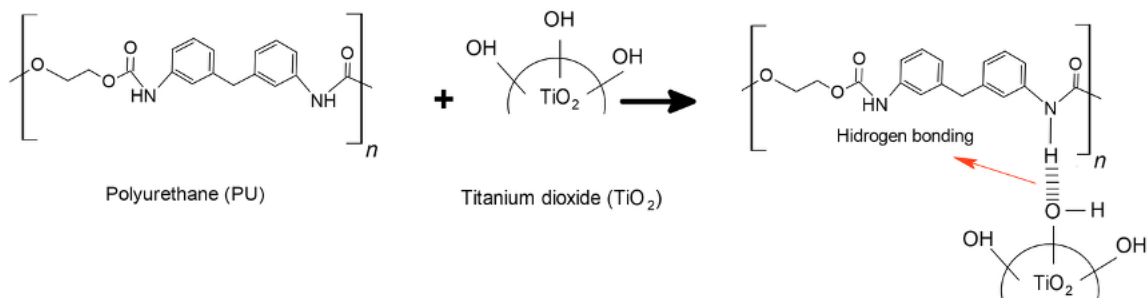


Figura 40: Diagrama esquemático que ilustra las interacciones de enlace de hidrógeno entre el poliuretano (PU) y las partículas de dióxido de titanio (TiO₂).

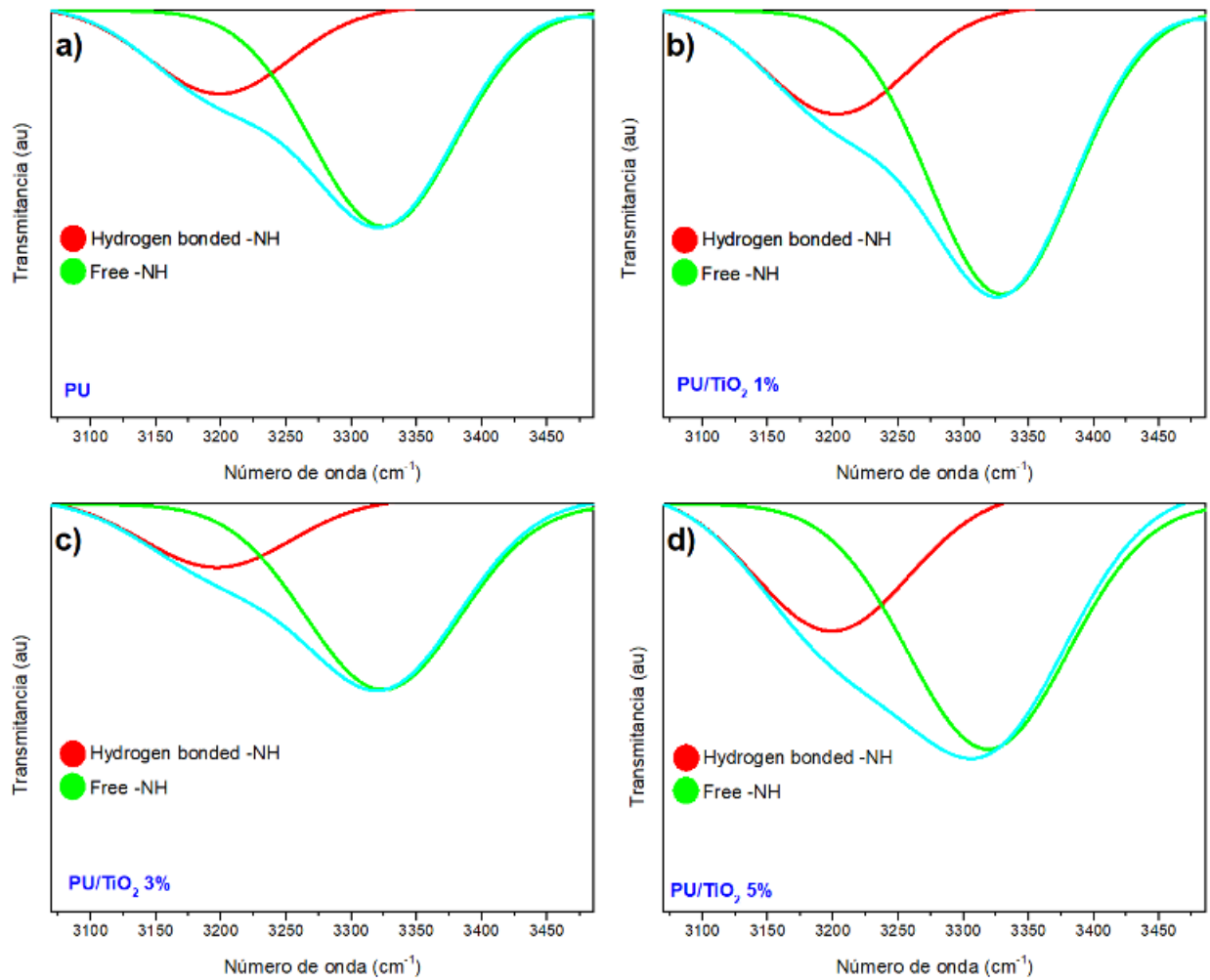


Figura 41: Espectros FTIR obtenidos de los diferentes recubrimientos de PU/TiO, con ampliaciones de la región de estiramiento N–H.

Tabla 8: Relación entre los grupos N–H enlazados por puente de hidrógeno y los grupos N–H libres.

Muestra	Fracción de N–H enlazados [%]
PU	~ 58.8
PU/TiO ₂ 1 %	~ 40.0
PU/TiO ₂ 3 %	~ 64.7
PU/TiO ₂ 5 %	~ 53.6

5.3.2 Difracción de rayos X

Como se muestra en la Figura 42, el poliuretano (PU) presenta un comportamiento amorfo, evidenciado por la aparición de una amplia protuberancia ($10^\circ < 2\theta < 25^\circ$), lo que confirma su bajo grado de cristalinidad [64]. Sin embargo, cuando se incorporaron partículas de TiO_2 en la formulación, aparecieron varios picos definidos en $2\theta = 28^\circ$ (101) y 38° (004), correspondientes a la fase anatasa del TiO_2 . El pico en $2\theta = 33^\circ$ (211) también se atribuye a la difracción del TiO_2 [73].

En contraste, al comparar los difractogramas de recubrimientos PU/ TiO_2 , se puede observar el efecto de las bajas concentraciones de TiO_2 . El recubrimiento PU/ TiO_2 1% muestra picos de TiO_2 más débiles superpuestos sobre el fondo amorfo del PU, aunque todavía exhibe reflexiones definidas que indican un aumento en la cristalinidad [74-75]. Esto sugiere una dispersión más efectiva de las partículas de TiO_2 dentro de la matriz polimérica y una interacción interfacial más fuerte. Dicho comportamiento puede atribuirse a la formación de enlaces de hidrógeno entre los grupos $-\text{NH}$ del PU y los átomos de oxígeno en la superficie del TiO_2 [68].

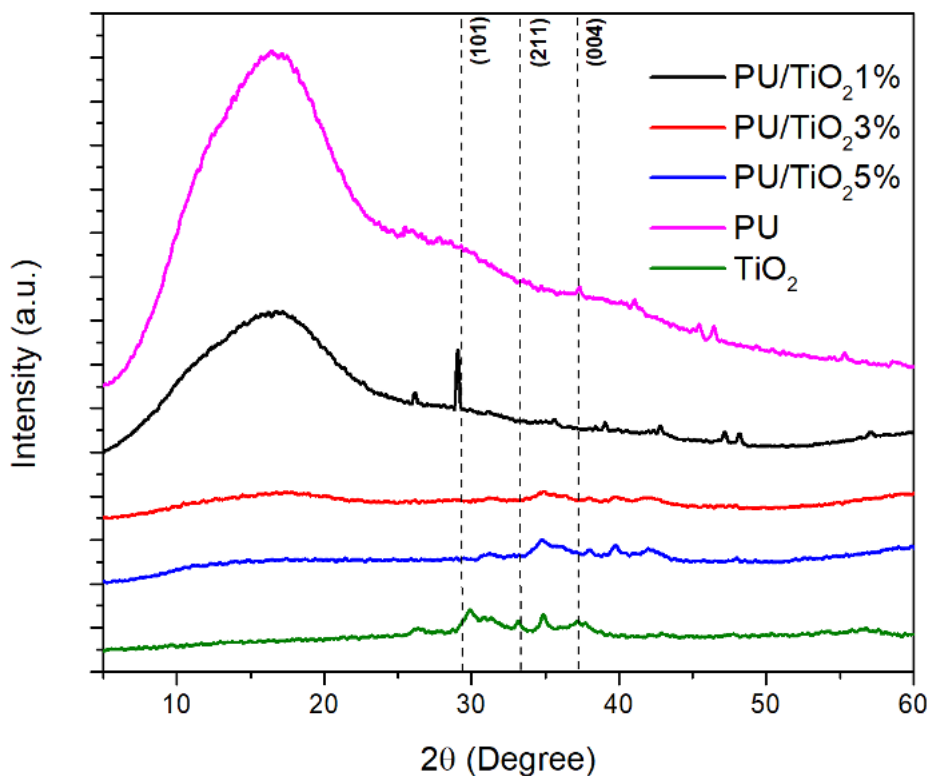


Figura 42: DRX de los diferentes recubrimientos PU/ TiO_2 .

5.3.3 Pruebas de tensión

En la Figura 43, se presentan los valores del módulo de elasticidad y el límite elástico de los diferentes recubrimientos de PU/TiO₂. Las pruebas de tensión revelan que la incorporación de partículas de TiO₂ incrementa el límite elástico en un 310 %, 335 % y 210 % para las películas PU/TiO₂ 1 %, PU/TiO₂ 3 % y PU/TiO₂ 5 %, respectivamente, en comparación con la película de PU sin partículas [76–78]. Sin embargo, la diferencia entre las películas PU/TiO₂ 1 % y PU/TiO₂ 3 % es únicamente del 8 %.

El módulo de elasticidad permite estimar la rigidez de las películas de PU/TiO₂. Generalmente, la cristalinidad en los polímeros está asociada con un mayor módulo de rigidez; así, un polímero semicristalino presenta un módulo de elasticidad elevado. Los valores obtenidos fueron de 16.1, 62.9, 92.4 y 73.8 MPa para las películas PU, PU/TiO₂ 1 %, PU/TiO₂ 3 % y PU/TiO₂ 5 %, respectivamente. Altas concentraciones de TiO₂ (5 %) muestran baja compatibilidad con la matriz de PU, lo que restringe la movilidad de las cadenas poliméricas. Por el contrario, a bajas concentraciones (1 % y 3 %), las partículas de TiO₂ presentan buena compatibilidad molecular con el PU, lo cual se refleja en sus elevados valores de módulo de elasticidad y límite elástico (ver Tabla 9)[79].

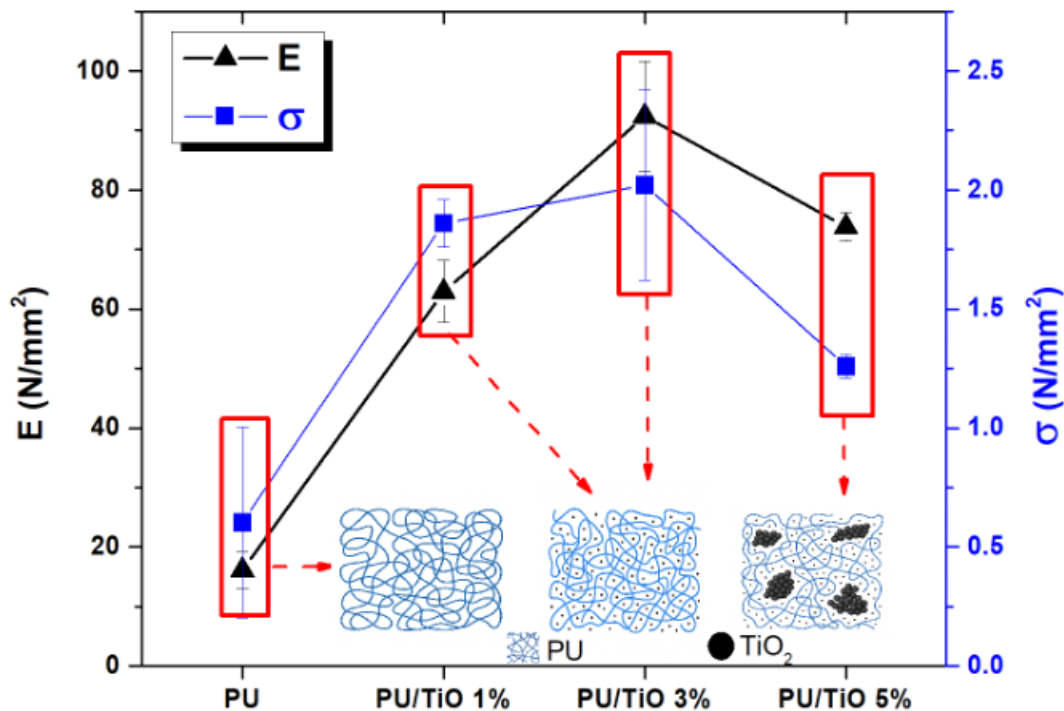


Figura 43: Pruebas de Tensión de los diferentes recubrimientos PU/TiO₂.

Tabla 9: Propiedades mecánicas de los compuestos PU/TiO₂.

Muestra	E [MPa]	σ [MPa]	ϵ
PU	16.1±3.1	0.603±0.4	0.038
PU/TiO ₂ 1 %	62.9±5.2	1.860±0.1	0.030
PU/TiO ₂ 3 %	92.4±9.2	2.020±0.4	0.022
PU/TiO ₂ 5 %	73.8±2.4	1.260±0.05	0.017

5.3.4 Pruebas de microdureza

Los valores de microdureza de los diferentes recubrimientos se presentan en la Figura 44. Los recubrimientos PU/TiO 1 %, PU/TiO₂ 3 % y PU/TiO₂ 5 % mostraron valores de dureza significativamente mayores (2.65, 2.06 y 2.97 HV_{0.01}, respectivamente) en comparación con el recubrimiento de PU puro, que resultó considerablemente más blando (0.64 HV_{0.01}) [63]. El aumento de dureza en el recubrimiento PU/TiO₂ 1 % se atribuye a la buena dispersión de las partículas de TiO₂ dentro de la matriz de PU, lo que favorece una transferencia de carga más eficiente y mejora el desempeño mecánico general del recubrimiento. No obstante, el recubrimiento PU/TiO₂ 3 % presentó una ligera disminución en la dureza, probablemente debido a la presencia de aglomerados localizados de TiO₂ que actúan como concentradores de esfuerzos. El incremento de dureza observado en PU/TiO₂ 5 % se asocia principalmente con el refuerzo proporcionado por las partículas rígidas de TiO₂, las cuales forman agregados más compactos. Sin embargo, una carga excesiva de partículas, como en el caso del recubrimiento PU/TiO₂ 5 %, puede inducir microdefectos y aumentar la probabilidad de iniciación de grietas [80-81].

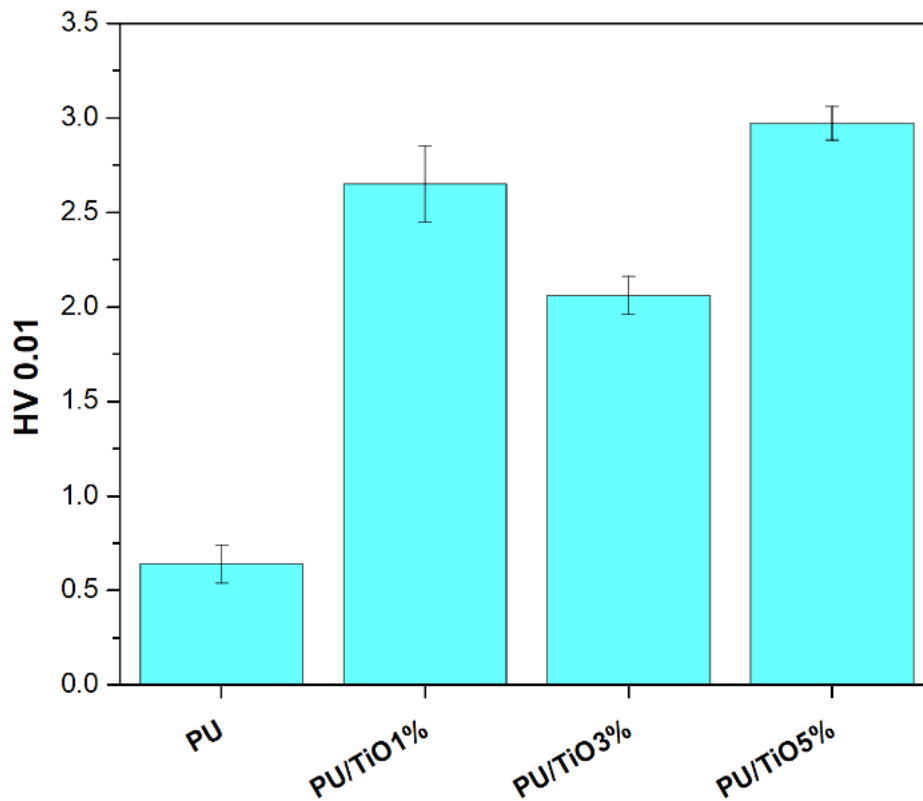


Figura 44: Microdureza de los diferentes recubrimientos de PU/TiO₂.

5.3.5 Pruebas de electroquímicas

Se realizaron mediciones de espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) en sustratos de magnesio recubiertos con poliuretano (PU) que contenía partículas de TiO₂ en proporciones de 0, 1, 3 y 5 % en peso, evaluados en una solución de NaCl al 3.5 % en peso para realizar un análisis comparativo. Esta concentración se empleó para simular agua de mar, ya que representa un nivel de máxima agresividad corrosiva para muchos materiales metálicos y proporciona un entorno de prueba estandarizado y reproducible. Además, esta concentración es ampliamente utilizada porque reproduce condiciones marinas severas, ideales para simular el ambiente de turbinas eólicas marinas [66].

Los diagramas de Nyquist obtenidos mediante EIS se presentan en la Figura 45. El recubrimiento compuesto con 3 % en peso de TiO₂ mostró un mayor diámetro de semicircunferencia y mayores valores de resistencia del recubrimiento en comparación con los recubrimientos que contenían 0, 1 y 5 % de TiO₂, lo que indica un mejor comportamiento barrera, asociado a una mayor impedancia y, por lo tanto, a una menor velocidad de corrosión. En contraste, el recubrimiento PU/TiO₂ 5 % presentó una semicircunferencia más pequeña, lo que sugiere una menor resistencia a la corrosión, probablemente debido a la formación de microdefectos derivados de la aglomeración de partículas, los cuales facilitan la penetración del electrolito [84,85].

Las curvas de polarización potenciodinámica se muestran en la Figura 46, y los parámetros electroquímicos correspondientes se resumen en la Tabla 10. El recubrimiento PU/TiO₂ 3 % presentó la menor densidad de corriente de corrosión ($I_{corr}=7.5\times 10^{-4}$ mA·cm²), indicando la mayor resistencia a la corrosión entre las muestras analizadas. Esta mejora se atribuye a la dispersión uniforme de las partículas de TiO₂ dentro de la matriz de PU, lo que promueve la formación de una capa pasiva y estable que actúa eficazmente como barrera frente a los agentes corrosivos [86]. Por el contrario, el recubrimiento PU/TiO₂ 5 % presentó un valor de I_{corr} mayor (1.7×10^{-2} mA·cm²) debido a la formación de aglomerados de TiO₂, que generan zonas localizadas de mayor actividad corrosiva. En tanto, los recubrimientos de PU y PU/TiO₂ 1 % mostraron valores de I_{corr} similares, en el rango de 2.0×10^{-3} a 2.2×10^{-3} mA·cm².

Para profundizar en el mecanismo de protección contra la corrosión, los datos de EIS se ajustaron mediante un circuito equivalente R(QR), el cual se observa en la Figura 47. Este modelo incluye R_s , CPE1 y R_c , que corresponden a la resistencia de la solución, el elemento de fase constante del recubrimiento y la resistencia del recubrimiento, respectivamente [87,88]. Los parámetros ajustados se presentan en la Tabla 11. Entre las muestras, el recubrimiento PU/TiO₂ 3 % mostró el mayor valor de R_c , lo que confirma que la incorporación de partículas de TiO₂ mejora significativamente la resistencia a la corrosión debido a una estructura del recubrimiento más densa y compacta, producto de una mejor dispersión de las partículas. En general, la penetración del electrolito en el recubrimiento conduce a una disminución de R_c y a un aumento de CPE1. Para la muestra PU/TiO₂ 5 %, la difusión del electrolito fue más pronunciada, resultando en un valor muy bajo de R_c (45×10^{-1} Ω·cm²) y un valor alto de CPE (3.23×10^{-5} F·cm⁻²) [89,90]. En contraste, el recubrimiento PU/TiO₂ 3 % presentó un R_c de 88×10^{-3} Ω·cm², aproximadamente 240 % mayor que el del PU puro. De manera similar, el recubrimiento PU/TiO₂ 1 % mostró un incremento del 40 % en R_c y del 280 % en CPE respecto al PU. Estos resultados demuestran que el recubrimiento PU/TiO₂ 3 % ofrece las propiedades barrera más efectivas, ya que la difusión del electrolito a través del recubrimiento se ve significativamente obstaculizada.

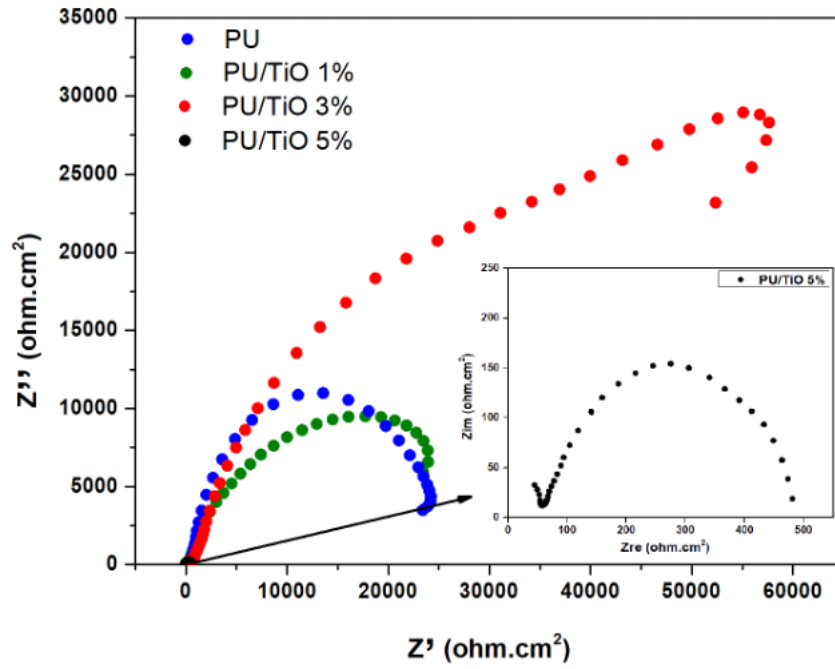


Figura 45: Diagramas de Nyquist de los recubrimientos de PU con contenidos de TiO₂ entre 0 y 5 % en peso.

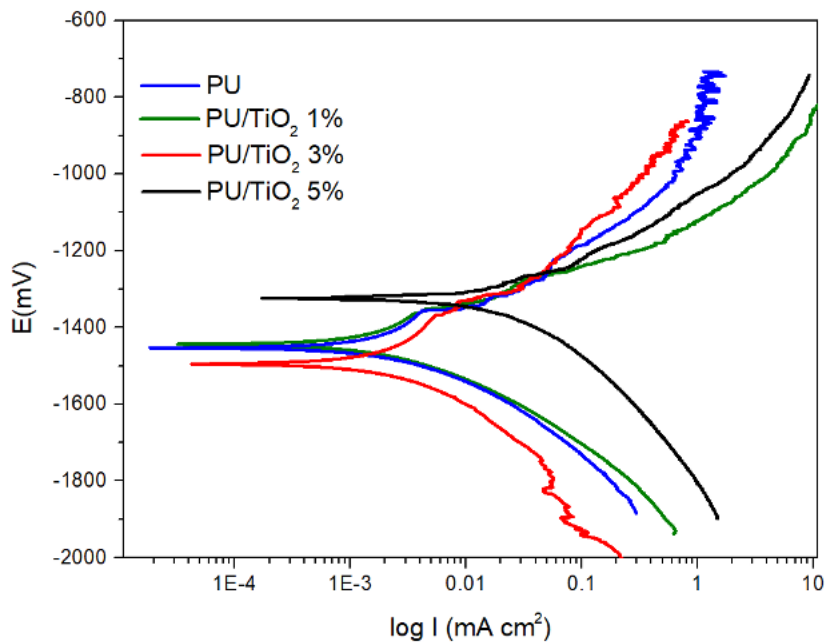


Figura 46: Curvas de polarización potenciodinámica de los recubrimientos PU/TiO₂.

Tabla 10: Parámetros electroquímicos de los recubrimientos de poliuretano (PU) con 0–5 % en peso de TiO_2 , obtenidos a partir de las curvas de polarización.

Muestra	I_{corr} [mA/cm ²]	E_{corr} [mV]
PU	2.2×10^{-3}	-1451
PU/ TiO_2 1 %	2.0×10^{-4}	-1433
PU/ TiO_2 3 %	7.5×10^{-4}	-1497
PU/ TiO_2 5 %	1.4×10^{-3}	-1327

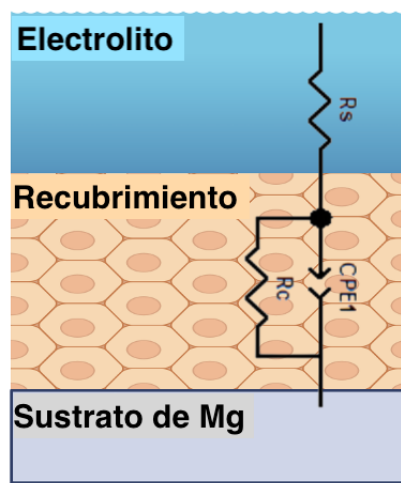


Figura 47: Diagrama del circuito equivalente de los recubrimientos de PU/ TiO_2 .

Tabla 11: Parámetros electroquímicos de los recubrimientos de poliuretano (PU) con 0–5 % en peso de TiO_2 , obtenidos a partir de los circuitos equivalentes.

Muestra	R_c [$\Omega \cdot \text{cm}^2$]	CPE_1 [F·cm ²]
PU	26×10^3	2.05×10^{-6}
PU/ TiO_2 1 %	37×10^3	7.78×10^{-6}
PU/ TiO_2 3 %	88×10^3	2.06×10^{-6}
PU/ TiO_2 5 %	45×10^1	3.23×10^{-5}

5.3.6 Pruebas de adhesión

La Figura 48 presenta los resultados de resistencia a la adhesión de los recubrimientos de poliuretano (PU) con diferentes concentraciones de TiO_2 aplicados sobre sustratos de fibra de vidrio. Se observó un aumento general en la resistencia a la adhesión en todos los recubrimientos con TiO_2 en comparación con el PU puro. En particular, la muestra PU/ TiO_2 1 % presentó la mayor resistencia a la adhesión (15.3 MPa), lo que representa una mejora del 20.3 % respecto al PU sin refuerzo.

Este comportamiento se atribuye a la mejor dispersión de las partículas de TiO_2 a bajas concentraciones, lo que favorece una interacción más fuerte entre los grupos funcionales de la matriz polimérica ($-\text{NH}$) y los grupos oxigenados en la superficie del TiO_2 , promoviendo la formación de enlaces de hidrógeno y un anclaje mecánico más eficiente [68,72]. En contraste, a concentraciones más altas (3 % y 5 %), la ligera reducción en la resistencia a la adhesión puede asociarse con la tendencia de las partículas a aglomerarse, lo que limita su interacción con la matriz polimérica y genera zonas débiles localizadas dentro del recubrimiento [82,83]. En conclusión, los resultados de adhesión y ensayos electroquímicos revelan un mecanismo de protección complementario. Si bien la incorporación de partículas de TiO_2 aumentó la adhesión respecto al PU puro (de aproximadamente 12.5 MPa a 14–15 MPa), la máxima resistencia a la corrosión se alcanzó con 3 % en peso de TiO_2 , como lo evidencian los mayores valores de impedancia observados en los diagramas de Nyquist. Estos resultados sugieren que la adhesión refuerza principalmente la estabilidad interfacial recubrimiento–sustrato, mientras que el comportamiento barrera frente a la penetración del electrolito depende en gran medida de la dispersión de las partículas y de la microestructura resultante del recubrimiento.

A una concentración de 5 % en peso, los resultados de espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) evidencian que el transporte del electrolito permanece gobernado por un único proceso barrera dominante, al no observarse una constante de tiempo adicional. Esto indica que los defectos presentes a mayores contenidos de refuerzo no son suficientes para originar un mecanismo independiente de relajación electroquímica.

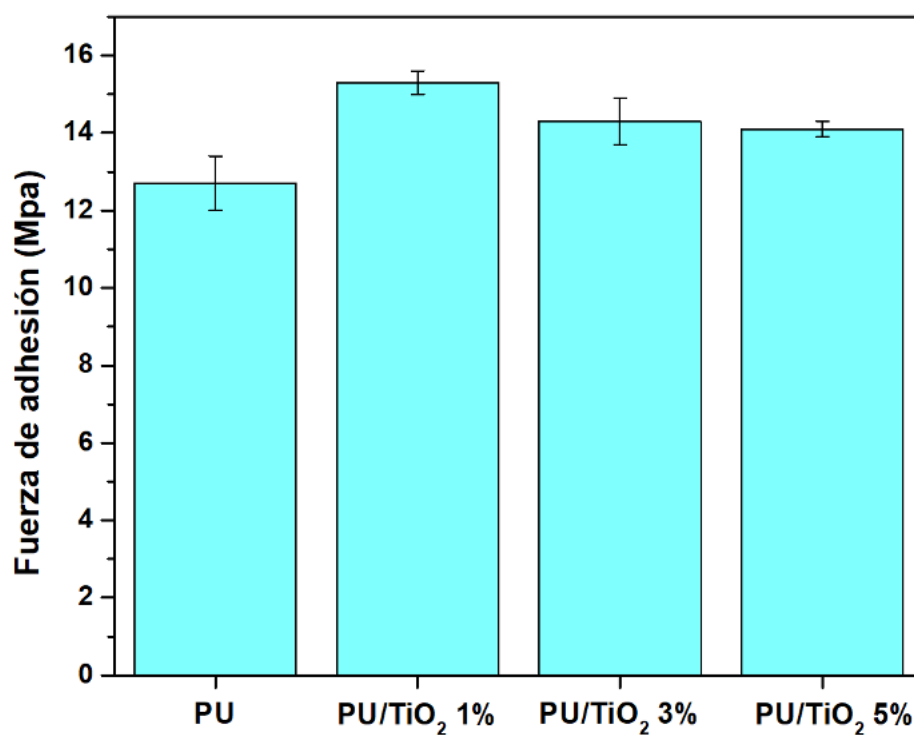


Figura 48: Pruebas de adhesión de los diferentes recubrimientos PU/TiO₂.

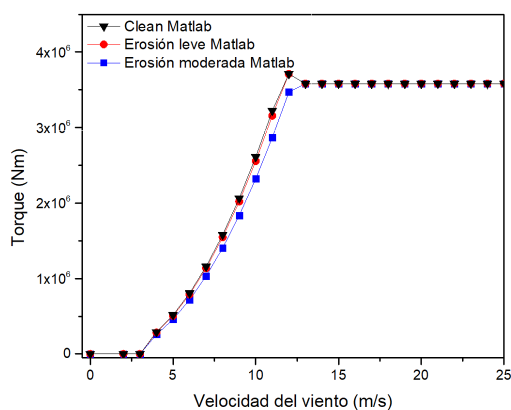
5.4 Escenarios de degradación aerodinámica simulando la erosión superficial

La erosión superficial genera un aumento de la rugosidad y perturbaciones en la capa límite, lo que típicamente conduce a una disminución de C_L y un incremento de C_D . Estos coeficientes modificados constituyen el vínculo directo entre la degradación del material y el desempeño aerodinámico. Con el fin de simular distintos niveles de daño superficial, se consideraron dos escenarios de degradación aerodinámica los cuales se basaron en investigaciones previas en literatura.

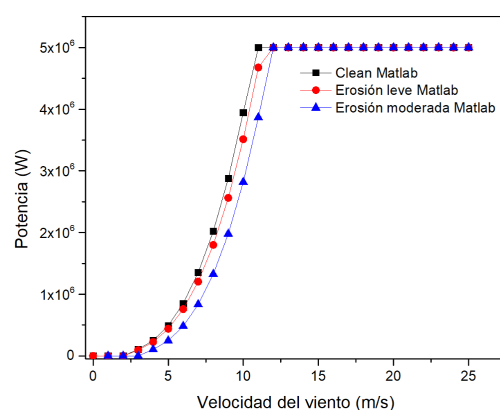
En el primer escenario (ver Figura 49a), representativo de una erosión leve, se aplicó una reducción del 10 % en los coeficientes de sustentación C_L y un incremento del 10 % en los coeficientes de arrastre C_D . En el segundo escenario (ver Figura 49b), asociado a una erosión moderada, se consideró una reducción del 50 % en C_L y un aumento del 50 % en C_D .

En la Tabla 12 se presenta la pérdida en la producción anual de energía (PEA) de la turbina NREL de 5 MW correspondiente a tres escenarios: álabes sin erosión (clean), erosión leve y erosión moderada, modelados mediante la modificación de los coeficientes aerodinámicos C_L y C_D . Estos valores se calcularon a partir de la curva de potencia del aerogenerador y de la distribución de velocidades de viento descrita en la Sección 2.5.3.

Se observa que una erosión leve provoca una disminución del 1.05 % en la producción anual de energía, mientras que la erosión moderada genera una reducción del 5.55 %. Aunque los cambios porcentuales pueden parecer pequeños, su impacto económico es significativo, alcanzando pérdidas estimadas de 175,410 MXN/año para erosión leve y 928,080 MXN/año para erosión moderada. Estos resultados evidencian que la degradación superficial de los álabes no solo afecta el desempeño aerodinámico del rotor, sino que también repercute directamente en la rentabilidad del sistema eólico, destacando la importancia de estrategias de protección y mantenimiento de recubrimientos.



(a) Torque ejercido



(b) Potencia generada

Figura 49: Torque y potencia generada por la turbina NREL de 5 MW utilizando diferentes conjuntos polares para los diferentes perfiles aerodinámicos.

Tabla 12: PEA bajo diferentes niveles de degradación aerodinámica del álabe.

Tipo de álabe	PEA [MWh/año]	Diferencia en PEA [%]	Pérdidas económicas [MXN/año]
Clean	18561.9	0	-
Erosión leve	18367.9	-1.05	175,410 \$
Erosión moderada	17348.2	-5.55	928,080 \$

6 Discusión general

En las secciones anteriores se presentaron las discusiones sobre los recubrimientos de PU/GO y PU/TiO₂ aplicados sobre sustratos de fibra de vidrio para su uso en aerogeneradores, con el objetivo de mitigar la degradación en la producción de energía causada por la erosión en el borde de ataque de los álabes.

La siguiente sección presenta una discusión general que integra el comportamiento de estos recubrimientos con su impacto en el desempeño aerodinámico del rotor y su relación con el cálculo de la producción anual de energía.

6.1 Recubrimientos PU/Np sobre fibra de vidrio

La Tabla 13 resumen las principales propiedades evaluadas experimentales para los sistemas PU/GO y PU/TiO₂. Aunque ambos recubrimientos fueron desarrollados con el objetivo de mejorar el desempeño del recubrimiento de PU, las propiedades evaluadas experimentalmente no fueron completamente equivalentes en ambos casos. Por lo tanto, la comparación entre estos recubrimientos debe interpretarse de manera cualitativa, enfocándose en los mecanismo de refuerzo y tendencias generales observadas, más que en una equivalencia cuantitativa directa.

El recubrimiento PU/GO fue evaluado principalmente en términos de adhesión interfacial, microdureza y resistencia a la erosión, destacado por su disipación de energía de impacto y control de propagación de grietas. Por otra parte, el recubrimiento PU/TiO₂ mostró mejores propiedades mecánicas globales y estabilidad electroquímica, reflejadas en la reducción de la densidad de corriente de corrosión y el incremento de rigidez del recubrimiento.

Tabla 13: Comparación de propiedades medidas para los sistemas PU/GO y PU/TiO₂.

Propiedad	PU/GO	PU/TiO ₂
Adhesión al sustrato	↑ 27.6 %	↑ (moderada)
Microdureza	↑ significativa	↑ significativa
Módulo elástico	↑	↑
Resistencia a erosión	↑ alta (impacto de partículas)	↑ moderada-alta
Densidad de corriente (I_{corr})	↓ leve-moderada	↓ 61 %
Energía libre superficial	↑ (mejor mojabilidad)	↑ ligera
Compatibilidad matriz-refuerzo	Alta (funcionalización GO)	Buena (enlaces de H)
Mecanismo dominante	Disipación de energía	Barrera electroquímica

Por lo tanto, más que compararse entre sí de forma numérica, ambos recubrimientos deben entenderse como estrategias de refuerzo orientadas a mitigar el proceso de erosión mediante mecanismos distintos. El sistema PU/GO está principalmente dirigido a la reducción del daño por impacto y erosión, gracias a su capacidad de disipar energía y limitar la propagación de grietas. En cambio, el sistema PU/TiO₂ se enfoca en incrementar la estabilidad estructural del recubrimiento y su función como barrera protectora, particularmente en ambientes salinos, como aquellos asociados a aerogeneradores instalados en zonas marinas.

6.2 Ciclo de análisis experimental–numérico

La relación entre la parte experimental y la parte numérica de este trabajo se establece mediante una metodología que permite vincular la degradación superficial de los recubrimientos con el desempeño energético del aerogenerador. En particular, la caracterización experimental de los recubrimientos PU/GO proporciona las topografías de erosión generadas por impacto de partículas sólidas. Estas superficies erosionadas representan la modificación real de la geometría del perfil aerodinámico en el borde de ataque de los álabes.

A partir de estas topografías, se propone la generación de los modelos geométricos bidimensionales mediante la elaboración de los archivos CAD que reproduzcan los perfiles aerodinámicos erosionados. Esta reconstrucción geométrica permite trasladar la información experimental al dominio aerodinámico, donde los cambios superficiales se traducen en alteraciones del flujo alrededor del perfil.

Por medio de simulaciones de dinámica de fluidos computacional (CFD) se pretende obtener los nuevos coeficientes aerodinámicos C_L y C_D a partir de los modelos previamente elaborados correspondientes a los perfiles degradados por erosión. Los valores (C_L) y (C_D) se incorporarán al código desarrollado en MATLAB, el cual implementa el método BEM para el cálculo de la curva de potencia y, en conjunto con la distribución de velocidades de viento, permite calcular la producción de energía anual (PEA). La metodología teórica propuesta hace posible cuantificar la pérdida de producción energética derivada directamente de las topografías de erosión observadas en los recubrimientos.

Este enfoque establece un puente multiescala entre la microestructura superficial del recubrimiento y el rendimiento energético del sistema eólico, integrando fenómenos de mecánica de materiales, aerodinámica y producción de energía. Sin embargo, debido a la complejidad computacional asociada a la reconstrucción geométrica y a las simulaciones CFD, esta etapa se plantea como trabajo futuro, orientado a completar el ciclo de análisis experimental–numérico.

7 Conclusiones

1. El presente trabajo demostró que la erosión en el borde de ataque de las álabes de los aerogeneradores es un problema que involucra fenómenos de materiales, aerodinámica y producción de energía. Los recubrimientos compuestos de poliuretano reforzados con óxido de grafeno (PU/GO) y dióxido de titanio (PU/TiO₂) mostraron mejoras significativas frente al PU base.
2. El recubrimiento PU/GO destacó por su capacidad de disipar energía de impacto y limitar la propagación de grietas, lo que se tradujo en una mayor resistencia a la erosión y una mejora en la adhesión interfacial. Por su parte, el recubrimiento PU/TiO₂ presentó un refuerzo estructural más rígido y una función de barrera ambiental, evidenciada por la reducción de la densidad de corriente de corrosión, lo que lo hace una candidato potencial para uso en aerogeneradores instalados en entornos marinos.
3. El modelo BEM implementado en MATLAB mostró buena concordancia con QBlade en el caso sin erosión, validando el código desarrollado. La modificación de los coeficientes aerodinámicos permitió estimar la pérdida de producción anual de energía, observándose reducciones del 1.05 % y 5.55 % para escenarios de erosión leve y moderada, respectivamente.
4. Se propuso una metodología que conecta las topografías de erosión con la producción anual de energía mediante reconstrucción geométrica, CFD y modelado BEM, estableciendo un enfoque multiescala entre la degradación del material y el rendimiento energético del aerogenerador. Este esquema se plantea como línea de trabajo futuro.

8 Bibliografía

- [1] Walayat, K., Haeri, S., Ma, J., & Zhang, Y. (2024). PD–DEM hybrid modeling of leading-edge erosion in wind turbine blades under controlled impact scenarios. *Computational Particle Mechanics*. <https://doi.org/10.1007/s40571-024-00717-y>
- [2] Lee, H., Hwang, Y. M., Lee, J., Kim, N., & Ko, S. (2024). Drone-driven X-ray image-based diagnosis of wind turbine blades for reliable operation. *IEEE Access*, 1. <https://doi.org/10.1109/access.2024.3388494>
- [3] Lopez, J. C., & Kolios, A. (2024). An autonomous decision-making agent for offshore wind turbine blades under leading-edge erosion. *Renewable Energy*, 120525. <https://doi.org/10.1016/j.renene.2024.120525>
- [4] Carraro, M., De Vanna, F., Zweiri, F., Benini, E., Heidari, A., & Hadavinia, H. (2022). CFD Modeling of Wind Turbine Blades with Eroded Leading Edge. *Fluids*, 7(9), 302. <https://doi.org/10.3390/fluids7090302>
- [5] Law, H., & Koutsos, V. (2020). Leading edge erosion of wind turbines: Effect of solid airborne particles and rain on operational wind farms. *Wind Energy*, 23(10), 1955–1965. <https://doi.org/10.1002/we.2540>
- [6] Pryor, S. C., Barthelmie, R., Cadence, J., Dellwik, E., Hasager, C. B., Kral, S. T., Reuder, J., Rodgers, M., & Veraart, M. (2022). Atmospheric Drivers of Wind Turbine Blade Leading Edge Erosion: Review and Recommendations for Future Research. *Energies*, 15(22), 8553. <https://doi.org/10.3390/en15228553>
- [7] Mishnaevsky, L., Tempelis, A., Kuthe, N., & Mahajan, P. (2023). Recent developments in the protection of wind turbine blades against leading edge erosion: Materials solutions and predictive modeling. *Renewable Energy*, 215, 118966.
- [8] Liang, G., Yao, F., Qi, Y., Gong, R., Li, R., Liu, B., Zhao, Y., Lian, C., Li, L., Dong, X., & Li, Y. (2023). Improvement of Mechanical Properties and Solvent Resistance of Polyurethane Coating by Chemical Grafting of Graphene Oxide. *Polymers*, 15(4), 882. <https://doi.org/10.3390/polym15040882>
- [9] Wang, B., Xing, G., Zhang, J., Sheng, M., Wang, J., & Wang, Z. (2023). Relationship between wet coating thickness and nanoparticle loadings based on the performance of mixed matrix composite membranes. *Journal of Membrane Science*, 667, 121167. <https://doi.org/10.1016/j.memsci.2022.121167>
- [10] El-Shamy, O. A. A., & Deyab, M. (2023). Eco-friendly biosynthesis of silver nanoparticles and their improvement of anti-corrosion performance in epoxy coatings. *Journal of Molecular Liquids*, 376, 121488. <https://doi.org/10.1016/j.molliq.2023.121488>
- [11] Asim, N., Badiei, M., Samsudin, N. A., Mohammad, M., Razali, H., Soltani, S., & Amin, N. A. (2022). Application of graphene-based materials in developing sustainable infrastructure: An overview. *Composites Part B: Engineering*, 245, 110188.

- [12] Jiang, Y., & Li, Z. (2021). Preparation and characterization of a novel polyurethane/polyurethane modified graphene oxide composites. *Colloid and Polymer Science*, 299(11), 1767–1776.
- [13] Tounici, A., & Martín-Martínez, J. M. (2020). Addition of Graphene Oxide in Different Stages of the Synthesis of Waterborne Polyurethane–Urea Adhesives and Its Influence on Their Structure, Thermal, Viscoelastic, and Adhesion Properties. *Materials*, 13(13), 2899. <https://doi.org/10.3390/ma13132899>
- [14] Wang, H., Ye, M., Wu, J., Li, Y., Guo, L., & Yang, D. (2024). Development of amine functionalized graphene oxide/fluorinated polyurethane topcoat with integrated anti-corrosion, anti-aging, and anti-bacterial performance. *Progress in Organic Coatings*, 189, 108337. <https://doi.org/10.1016/j.porgcoat.2024.108337>
- [15] Wei, G. (2024). Three-dimensional porous graphene–polymer frameworks for electromagnetic interference shielding. In *Elsevier eBooks* (pp. 221–244). <https://doi.org/10.1016/b978-0-323-90035-5.00014-3>
- [16] Liu, H., Liu, Y., Liu, W. Q., Pan, J., Huang, S. Q., & Mou, Z. G. (2020). Preparation and Properties of Modified Graphene Oxide/Polyurethane Composites. *Integrated Ferroelectrics*, 206(1), 1–9. <https://doi.org/10.1080/10584587.2020.1728617>
- [17] Hamam, K. A., & Gaabour, L. H. (2017). Verify the changes in the structural and physical properties of PU/PEO embedded with graphene oxide. *Results in Physics*, 7, 2427–2431. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2017.07.016>
- [18] George, J. S., P, P. V., Paduvilan, J. K., Salim, N. V., Sunarso, J., Kalarikkal, N., Hameed, N., & Thomas, S. (2022). Advances and future outlook in epoxy/graphene composites for anticorrosive applications. *Progress in Organic Coatings*, 162, 106571. <https://doi.org/10.1016/j.porgcoat.2021.106571>
- [19] Acharya, S., Swain, L. M., Samal, R. R., Parashar, S. K. S., & Sahoo, B. P. (2023). Fabrication of MWCNT and rGO-based thermoplastic polyurethane and polypyrrole nanocomposites for electromagnetic wave absorption with a low reflection. *Polymer Composites*. <https://doi.org/10.1002/pc.28027>
- [20] Olivieri, F., Rollo, G., De Falco, F., Avolio, R., Bonadies, I., Castaldo, R., Cocca, M., Errico, M. E., Lavorgna, M., & Gentile, G. (2023). Reduced graphene oxide/polyurethane coatings for wash-durable wearable piezoresistive sensors. *Cellulose*, 30(4), 2667–2686. <https://doi.org/10.1007/s10570-023-05042-w>
- [21] Hamzaj, A. K., Donà, E., Santhosh, N. M., Shvalya, V., Košiček, M., & Cvelbar, U. (2024). Plasma-Modification of graphene oxide for advanced ammonia sensing. *Applied Surface Science*, 660, 160006. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2024.160006>
- [22] Hamzaj, A. K., Donà, E., Santhosh, N. M., Shvalya, V., Košiček, M., & Cvelbar, U. (2024). Plasma-Modification of graphene oxide for advanced ammonia sensing. *Applied Surface Science*, 660, 160006. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2024.160006>

- [23] Li, Y., Qiu, Z., Huang, L., Shen, S., Liu, P., Zhang, H., ... & Xia, X. (2024). Plasma enhanced reduction method for synthesis of reduced graphene oxide fiber/Si anode with improved performance. *Chinese Chemical Letters*, 35(11), 109510. <https://doi.org/10.1016/j.cclet.2024.109510>
- [24] El-Hossary, F. M., Ghitas, A., El-Rahman, A. M. A., Ebnalwaled, A. A., Shahat, M. A., & Fawey, M. H. (2021). Cold RF oxygen plasma treatment of graphene oxide films. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 32(12), 15718–15731. <https://doi.org/10.1007/s10854-021-06123-x>
- [25] Kumar, P., Šilhavík, M., Zafar, Z. A., & Červenka, J. (2023). Universal Strategy for Reversing Aging and Defects in Graphene Oxide for Highly Conductive Graphene Aerogels. *Journal of Physical Chemistry C*, 127(22), 10599–10608. <https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.3c01534>
- [26] Kong, W., Ge, X., Zhang, Q., Zhang, F., Kong, D., Zhu, X. F., Zhang, M., & Feng, Y. (2023). Ultrafast air-plasma reduction–exfoliation of graphene oxide aerogel at room temperature for capacitive deionization. *Carbon*, 215, 118501.
- [27] Pathak, S. M., Kumar, V. P., Bonu, V., Latha, S., Mishnaevsky, L., Lakshmi, R., Bera, P., & Barshilia, H. C. (2022). Solid particle erosion studies of ceramic oxides reinforced water-based PU nanocomposite coatings for wind turbine blade protection. *Ceramics International*, 48(23), 35788–35798.
- [28] Schramm, M., Rahimi, H., Stoevesandt, B., & Tangager, K. (2017). The Influence of Eroded Blades on Wind Turbine Performance Using Numerical Simulations. *Energies*, 10(9), 1420. <https://doi.org/10.3390/en10091420>
- [29] Nagae, S., & Nakamae, K. (2002). Characterization of glass fiber/nylon-6 interface by laser Raman spectroscopy. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 22(2), 139–142. [https://doi.org/10.1016/S0143-7496\(01\)00048-3](https://doi.org/10.1016/S0143-7496(01)00048-3)
- [30] Yadav, V. K., & Fulekar, M. H. (2020). Advances in Methods for Recovery of Ferrous, Alumina, and Silica Nanoparticles from Fly Ash Waste. *Ceramics*, 3(3), 384–420. <https://doi.org/10.3390/ceramics3030034>
- [31] Zhang, W., Yang, P., Cao, Y., Yu, P., Chen, M., & Zhou, X. (2019). Evaluation of fiber surface modification via air plasma on the interfacial behavior of glass fiber reinforced laminated veneer lumber composites. *Construction and Building Materials*, 233, 117315. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.117315>
- [32] Arsenin, A. V., Volkov, V. S., & Novikov, S. M. (2021). Comparison of CVD-grown and exfoliated graphene for biosensing applications. *AIP Conference Proceedings*. <https://doi.org/10.1063/5.0054960>
- [33] Alosaimi, F. K., Tùng, T. T., Dao, V., Huyen, N. K., Nine, J., Hassan, K, Ma, J., & Lošić, D. (2022). Graphene-based multifunctional surface and structure gradients engineered by atmospheric plasma. *Applied Materials Today*, 27, 101486.
- [34] Wróblewska, A., Dużyńska, A., Judek, J., Stobiński, L., Żerańska-Chudek, K., Gertych, A. P., & Zdrojek, M. (2017). Statistical analysis of the reduction process of graphene oxide probed

- by Raman spectroscopy mapping. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 29(47), 475201. <https://doi.org/10.1088/1361-648X/aa92fe>
- [35] Kumar, S., Goswami, M., Singh, N., Siddiqui, H., Sathish, N., Ashiq, M., & Kumar, S. (2022). Temperature-controlled exfoliation of graphite oxide: studies of defects and transport properties of graphene oxide. *Materials Research Express*, 9(5), 054001. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac6d4d>
- [36] Ott, A. K., & Ferrari, A. C. (2023). Raman spectroscopy of graphene and related materials. In *Elsevier eBooks* (pp. 233–247). <https://doi.org/10.1016/b978-0-323-90800-9.00252-3>
- [37] Sharma, M., Rani, S., Pathak, D. K., Bhatia, R., Kumar, R., & Sameera, I. (2021). Temperature-dependent Raman modes of reduced graphene oxide: Effect of anharmonicity, crystallite size, and defects. *Carbon*, 184, 437–444.
- [38] Huang, W., & Ptasińska, S. (2016). Functionalization of graphene by atmospheric pressure plasma jet in air or H₂O₂ environments. *Applied Surface Science*, 367, 160–166. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.01.170>
- [39] Obaid, A. N., & Al-Bermany, E. (2024). Impact of graphene nanosheets on adhesion and corrosion performance of reinforced polyurethane coating for aerospace aluminium alloy 2024-T3. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 132, 103695.
- [40] Owji, E., Ostovari, F., & Keshavarz, A. (2022). Electro-thermal properties and characterization of the flexible polyurethane-graphene nanocomposite films. *Physica Scripta*, 97(10), 105704. <https://doi.org/10.1088/1402-4896/ac8c05>
- [41] Bagheri, F., Saudi, A., Bidram, E., Asefnejad, A., Sanati, A., Zarrabi, A., & Rafienia, M. (2024). Fabrication of 3D porous polyurethane-graphene oxide scaffolds by a sequential two-step processing for non-load bearing bone defects. *Physica Scripta*, 99(4), 045023. <https://doi.org/10.1088/1402-4896/ad3289>
- [42] Kumar, S. H. B. V., Muydinov, R., & Szyszka, B. (2021). Plasma Assisted Reduction of Graphene Oxide Films. *Nanomaterials*, 11(2), 382.
- [43] De Silva, K. K. H., Huang, H., Joshi, R., & Yoshimura, M. (2020). Restoration of the graphitic structure by defect repair during the thermal reduction of graphene oxide. *Carbon*, 166, 74–90. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2020.05.015>
- [44] Kong, W., Ge, X., Zhang, Q., Zhang, F., Kong, D., Zhu, X. F., Zhang, M., & Feng, Y. (2023). Ultrafast air-plasma reduction-exfoliation of graphene oxide aerogel at room temperature for capacitive deionization. *Carbon*, 215, 118501.
- [45] Hamzaj, A. K., Donà, E., Santhosh, N. M., Shvalya, V., Košiček, M., & Cvelbar, U. (2024). Plasma-Modification of graphene oxide for advanced ammonia sensing. *Applied Surface Science*, 660, 160006. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2024.160006>
- [46] Alam, K., Jo, Y. Y., Park, C., & Cho, H. (2020). Synthesis of Graphene Oxide Using Atmospheric Plasma for Prospective Biological Applications. *International Journal of Nanomedicine*, 15, 5813–5824.

- [47] Jafari, A., Mortaheb, H. R., & Gallucci, F. (2022). Plasma treatment for enhanced functionalization of graphene nanosheets by octadecyl amine. *Process Safety and Environmental Protection*, 187, 251–260. <https://doi.org/10.1016/j.cherd.2022.08.054>
- [48] El-Hossary, F. M., Ghitas, A., El-Rahman, A. M. A., Shahat, M. A., & Fawey, M. H. (2021). The effective reduction of graphene oxide films using RF oxygen plasma treatment. *Vacuum*, 188, 110158. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110158>
- [49] Yakin, F. S. M., Abdullah, M. F., Badaruddin, S. A. M., Syono, M. I., & Soriadi, N. (2021). Surface modification and properties modulation of rGO film by short duration H₂ and NH₃ plasma treatment. *Materials Today: Proceedings*, 42, 2996–3001. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.811>
- [50] Ramamoorthy, H., Buapan, K., Chiawchan, T., Thamkrongart, K., & Somphonsane, R. (2021). Exploration of the temperature-dependent correlations present in the structural, morphological, and electrical properties of thermally reduced free-standing graphene oxide papers. *Journal of Materials Science*, 56(27), 15134–15150. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06262-w>
- [51] Chadha, N., Sharma, R., & Saini, P. (2021). A new insight into the structural modulation of graphene oxide upon chemical reduction is probed by Raman spectroscopy and X-ray diffraction. *Carbon Letters*, 31(6), 1125–1131.
- [52] Zhang, J., Guo, L., Meng, Q., Wang, W., Li, Z., Chang, M., Liu, M., Jin, Z., & Zhao, K. (2018). Polyurethane foam-derived nitrogen-enriched porous carbon/reduced graphene oxide composite with sandwich-like nanoarchitectures for supercapacitors. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 29(12), 9942–9953.
- [53] Sabet, M., Soleimani, H., Mohammadian, E., & Hosseini, S. (2020). The effect of graphene oxide on polyurethane's mechanical, thermal characteristics and flame retardancy. *Plastics, Rubber and Composites*, 50(2), 61–70.
- [54] Sharma, R., Chadha, N., & Saini, P. (2017). Determination of defect density, crystallite size, and number of graphene layers in graphene analogs using X-ray diffraction and Raman spectroscopy. *Indian Journal of Pure & Applied Physics*, 55(9), 625–629.
- [55] Ponnammma, D., Sadasivuni, K. K., Strankowski, M., Moldenaers, P., Thomas, S., & Grohens, Y. (2013). Interrelated shape memory and Payne effect in polyurethane/graphene oxide nanocomposites. *RSC Advances*, 3(36), 16068.
- [56] Bhatt, M. D., Kim, H., & Kim, G. (2022). Various defects in graphene: a review. *RSC Advances*, 12(33), 21520–21547. <https://doi.org/10.1039/D2RA01436J>
- [57] Kaur, A., Kaur, J., & Singh, R. C. (2018). Tailor-made exfoliated reduced graphene oxide nanosheets based on an oxidative-exfoliation approach. *Fullerenes, Nanotubes and Carbon Nanostructures*, 26(1), 1–11. <https://doi.org/10.1080/1536383X.2017.1390454>
- [58] Kumar, S. H. B. V., Muydinov, R., & Szyszka, B. (2021). Plasma Assisted Reduction of Graphene Oxide Films. *Nanomaterials*, 11(2), 382. <https://doi.org/10.3390/nano11020382>

- [59] Razaq, A., Bibi, F., Zheng, X., Papadakis, R., Jafri, S. H. M., & Li, H. (2022). Review on Graphene-, Graphene Oxide-, Reduced Graphene Oxide-Based Flexible Composites: From Fabrication to Applications. *Materials*, 15(3), 1012.
- [60] Aghamohammadi, H., & Eslami-Farsani, R. (2020). An experimental investigation on the sulfur and nitrogen co-doping and oxidation of prepared graphene by electrochemical exfoliation of pencil graphite rods. *Ceramics International*, 46(18), 28860–28869. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.08.052>
- [61] Colom, X., Ávila, F. J. C., Arias, M. J. L., Sanjuan, G., & Galí, I. G. (2020). Análisis estructural de Óxidos de Grafeno (GO) y Óxidos de Grafeno reducidos (rGO). *Afinidad*, 77(591), 167–174. <https://dialnet.unirioja.es/servlet/articulo?codigo=7762528>
- [62] Ananchaenwong, E., Chueangchayaphan, W., Rakkapao, N., Marthosa, S., & Chaisrikhun, B. (2020). Thermo-mechanical and antimicrobial properties of natural rubber-based polyurethane nanocomposites for biomedical applications. *Polymer Bulletin*, 78(2), 833–848. <https://doi.org/10.1007/s00289-020-03137-z>
- [63] Jeeva, N., Thirunavukkarasu, K., & Xavier, J. R. (2024). Multilayer Functional Polyurethane Nanocomposite Coating Containing Graphene Oxide and Silanized Zirconium Nitride for the Protection of Aluminum Alloy Structures in Aerospace Industries. *Journal of Materials Engineering and Performance*. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09392-9>
- [64] Xavier, J. R. (2023). Multifunctional nanocomposite coatings for superior anticorrosive, flame-retardant and mechanical properties in aerospace components. *Surfaces and Interfaces*, 38, 102832. <https://doi.org/10.1016/j.surfin.2023.102832>
- [65] Um, J. G., Jun, Y., Alhumade, H., Krithivasan, H., Lui, G., & Yu, A. (2018). Investigation of the size effect of graphene nanoplatelets (GnPs) on the anti-corrosion performance of polyurethane/GnP composites. *RSC Advances*, 8(31), 17091–17100. <https://doi.org/10.1039/C8RA02087F>
- [66] Abil, E., & Arefinia, R. (2022). The influence of talc particles on corrosion-protecting properties of polyurethane coating on carbon steel in 3.5 % NaCl solution. *Progress in Organic Coatings*, 172, 107067. <https://doi.org/10.1016/j.porgcoat.2022.107067>
- [67] Sadeghi, M., Afarani, H. T., & Tarashi, Z. (2014). Preparation and investigation of the gas separation properties of polyurethane–TiO₂ nanocomposite membranes. *Korean Journal of Chemical Engineering*, 32(1), 97–103. <https://doi.org/10.1007/s11814-014-0198-9>
- [68] Zaman, A. U., Khan, M. A., Waqas, M., Junaid, T. B., Siddiqui, W., Ahmed, A., & Karim, M. R. A. (2023). Tape Casting and Characterization of h-BN/PU Composite Coatings for Corrosion Resistance Applications. *Digital Manufacturing Technology*, 156–163. <https://doi.org/10.37256/dmt.3220233092>
- [69] Mirzadeh, S., Asefnejad, A., Khonakdar, H. A., & Jafari, S. H. (2020). Improved surface properties in spray-coated PU/TiO₂/graphene hybrid nanocomposites through nonsolvent-induced phase separation. *Surface and Coatings Technology*, 405, 126507. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126507>

- [70] Bian, D., Ni, Z., Qian, S., & Zhao, Y. (2021). Improving Corrosion Behavior of Chemically Bonded Phosphate Ceramic Coating Reinforced with GO–TiO₂ Hybrid Material. *ECS Journal of Solid State Science and Technology*, 10(12), 121002. <https://doi.org/10.1149/2162-8777/ac4388>
- [71] Barani, A. K., Roudini, G., Barahuie, F., & Masuri, S. U. B. (2023). Design of hydrophobic polyurethane–magnetite iron oxide–titanium dioxide nanocomposites for oil–water separation. *Helvion*, 9(5), e15580. <https://doi.org/10.1016/j.helivon.2023.e15580>
- [72] Stroe, M., Burlanescu, T., Paraschiv, M., Lőrinczi, A., Matei, E., Ciobanu, R., & Baibarac, M. (2023). Optical and Structural Properties of Composites Based on Poly(urethane) and TiO₂ Nanowires. *Materials*, 16(4), 1742. <https://doi.org/10.3390/ma16041742>
- [73] Mishra, B., Varshney, S., & Gupta, M. K. (2025). Effect of Fillers on the Performance of Fibre Reinforced Polymer Hybrid Composites: A Comprehensive Review. *Polymer-Plastics Technology and Materials*. <https://doi.org/10.1080/25740881.2025.2519024>
- [74] Chandraraj, S. S., & Xavier, J. R. (2022). Electrochemical and mechanical investigation into the effects of polyacrylamide/TiO₂ in polyurethane coatings on mild steel structures in chloride media. *Journal of Materials Science*, 57(28), 13362–13384. <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07483-3>
- [75] Ding, Y., Zhang, C., Liao, W., & Peng, J. (2023). Mechanical and electrochemical properties of TiO₂ modified polyurethane nanofibers. *Applied Physics A*, 129(2). <https://doi.org/10.1007/s00339-023-06426-2>
- [76] Kianpour, G., Bagheri, R., Pourjavadi, A., & Ghanbari, H. (2022). Synergy of titanium dioxide nanotubes and polyurethane properties for bypass graft application: Excellent flexibility and biocompatibility. *Materials & Design*, 215, 110523. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110523>
- [77] Xu, X., Pei, F., Lin, W., Lei, J., Yang, Y., Xu, H., Li, Z., & Huang, Y. (2025). Oxygen vacancies-rich TiO_{2x} enhanced composite polyurethane electrolytes for high-voltage solid-state lithium metal batteries. *Nano Research*. <https://doi.org/10.26599/nr.2025.94907304>
- [78] Seenath, A. A., Baig, M. M. A., Katiyar, J. K., & Mohammed, A. S. (2024). A Comprehensive Review on the Tribological Evaluation of Polyether Ether Ketone Pristine and Composite Coatings. *Polymers*, 16(21), 2994. <https://doi.org/10.3390/polym16212994>
- [79] Tawfilas, M., Torres, G. B., Lorenzi, R., Saibene, M., Mauri, M., & Simonutti, R. (2024). Transparent and High-Refractive-Index Titanium Dioxide/Thermoplastic Polyurethane Nanocomposites. *ACS Omega*, 9(27), 29339–29349. <https://doi.org/10.1021/acsomega.4c01053>
- [80] Naguib, G. H., Abuelenain, D., Mazhar, J., Alnowaiser, A., Aljawi, R., & Hamed, M. T. (2024). Maximizing Dental Composite Performance: Strength and Hardness Enhanced by Innovative Polymer-Coated MgO Nanoparticles. *Journal of Dentistry*, 149, 105271. <https://doi.org/10.1016/j.jdent.2024.105271>
- [81] Kaurani, P., Hindocha, A. D., Jayasinghe, R. M., Pai, U. Y., Batra, K., & Price, C. (2023). Effect of addition of titanium dioxide nanoparticles on the antimicrobial properties, surface

- roughness and surface hardness of polymethyl methacrylate: A Systematic Review. *F1000Research*, 12, 577. <https://doi.org/10.12688/f1000research.130028.1>
- [82] Ridge II, T. J. (2022). Characterization of TiO₂/polyurethane composite coatings (Master's thesis, Miami University). OhioLINK Electronic Theses and Dissertations Center. https://rave.ohiolink.edu/etdc/view?acc_num=miami1650470214460894
- [83] Abdellatif, A. S., Shahien, M., El-Saeed, A. M., & Zaki, A. H. (2024). Titanate–polyurethane–chitosan ternary nanocomposite as an efficient coating for steel against corrosion. *Scientific Reports*, 14(1). <https://doi.org/10.1038/s41598-024-81104-8>
- [84] Bhaliya, J., Kutcherlapati, S. N. R., Dhore, N., Punugupati, N., Sunkara, K. L., Misra, S., & Joshi, S. S. K. (2025). Soybean oil–derived, non-isocyanate polyurethane–TiO₂ nanocomposites with enhanced thermal, mechanical, hydrophobic, and antimicrobial properties. *RSC Sustainability*. <https://doi.org/10.1039/d4su00587b>
- [85] Trentin, A., Pakseresht, A., Duran, A., Castro, Y., & Galusek, D. (2022). Electrochemical characterization of polymeric coatings for corrosion protection: A review of advances and perspectives. *Polymers*, 14(12), 2306. <https://doi.org/10.3390/polym14122306>
- [86] Mohamed, A., Alateyah, A., Hasan, H., Matli, P., Seleman, M. E., Ahmed, E., El-Garaihy, W., & Golden, T. (2023). Enhanced corrosion resistance and surface wettability of PVDF/ZnO and PVDF/TiO₂ composite coatings: A comparative study. *Coatings*, 13(10), 1729. <https://doi.org/10.3390/coatings13101729>
- [87] Zafar, S., Habib, S., Shkoor, M., Kahraman, R., Khaled, M., Hussein, I. A., Dawoud, A., & Shkoor, R. (2024). Enhanced steel surface protection using TiO₂/MS30 modified polyurethane coatings: Synthesis and performance evaluation. *Journal of Molecular Liquids*, 417, 126669. <https://doi.org/10.1016/j.molliq.2024.126669>
- [88] Habib, S., Zafar, S., Shkoor, M., Khaled, M., Hussein, I. A., Ahmed, E. M., Dawoud, A., & Shkoor, R. (2025). Improving corrosion inhibition of steel using polyurethane-based composite coatings by incorporating zirconia nanoparticles and a novel urea-based inhibitor. *Surface and Coatings Technology*, 132316. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2025.132316>
- [89] Stefanović, I. S., Džunuzović, J. V., Džunuzović, E. S., Randjelović, D. V., Pavlović, V. B., Basagni, A., & Marega, C. (2025). Insight into the morphology, hydrophobicity, and swelling behavior of TiO₂-reinforced polyurethane. *Coatings*, 15(2), 231. <https://doi.org/10.3390/coatings15020231>
- [90] Vijayan, A. S., Joseph, A., Nair, B. G., & Vandana, S. (2024). MoS₂/Ag–TiO₂/polyurethane nanocomposite as a photocatalytic coating for enhanced corrosion resistance and self-cleaning properties. *Coatings*, 14(5), 548. <https://doi.org/10.3390/coatings14050548>

9 Anexos

Listing 1: Anexo 1

```

1  %% BEM + curva de potencia + PEA      NREL 5 MW
2  clear; clc; close all;
3
4  %% ===== 1. Geometría del rotor =====
5  geomFile = 'aerogenerador5MW.xlsx';
6
7  % Radios [m] (fila "r")
8  r = readmatrix(geomFile,'Range','B2:R2');    % 1x17
9  % Ancho de anillo dr [m]
10 dr = readmatrix(geomFile,'Range','B3:R3');    % 1x17
11 % Cuerda [m]
12 c = readmatrix(geomFile,'Range','B4:R4');    % 1x17
13
14 % Nombres de perfiles
15 perfNamesCell = readcell(geomFile,'Range','B5:R5');    % 1x17 cell
16 airfoilName = string(strtrim(perfNamesCell));    % 1x17 string
17
18 % Twist en radianes
19 twist_rad = readmatrix(geomFile,'Range','B9:R9');    % 1x17
20
21 nNodes = numel(r);
22 R = max(r);    % radio rotor
23
24 %% ===== 2. Datos de diseño =====
25 B = 3;    % n de palas
26 rho = 1.225;    % densidad aire [kg/m3]
27 P Rated = 5e6;    % potencia nominal [W]
28 V_cut_in = 3;    % velocidad de arranque [m/s]
29 V_cut_out = 25;    % velocidad de parada [m/s]
30 V Rated = 11.4;    % velocidad nominal [m/s]
31 lambda_opt = 7.55;    % TSR óptimo aprox. NREL 5 MW
32
33 % Velocidades de viento para la curva de potencia (más cómodo 0 30 m/s)
34 Vvec = 0:1:30;    % [m/s]
35 Pvec = zeros(size(Vvec));    % Potencia resultante [W]
36 Qvec = zeros(size(Vvec));    % torque total por velocidad
37
38 %% ===== 3. Polares de cada perfil =====
39 % Función auxiliar para leer un archivo de polar
40 readPolar = @(fname) localReadPolar(fname);
41
42 polC1 = readPolar('polar_C1.xlsx');
43 polC2 = readPolar('polar_C2.xlsx');
44 polDU40 = readPolar('polar_DU40.xlsx');

```

```

45 polDU35 = readPolar('polar_DU35.xlsx');
46 polDU30 = readPolar('polar_DU30.xlsx');
47 polDU25 = readPolar('polar_DU25.xlsx');
48 polDU21 = readPolar('polar_21extra.xlsx');
49 polNACA = readPolar('nacaextra.xlsx');    % para NACA64
50
51 % Mapa nombre-perfil      estructura de polar
52 keys    = {'C1','C2','DU40','DU35','DU30','DU25','DU21','NACA64'};
53 values  = {polC1,polC2,polDU40,polDU35,polDU30,polDU25,polDU21,polNACA};
54 polarMap = containers.Map(keys, values);
55
56 % Función para interpolar Cl y Cd en función de alpha (grados)
57 interpPolar = @(polar,alpha_deg) deal( ...
58     interp1(polar.alpha_deg, polar.Cl, alpha_deg, 'linear','extrap'), ...
59     interp1(polar.alpha_deg, polar.Cd, alpha_deg, 'linear','extrap') );
60
61 %% ===== 4. BEM para cada velocidad de viento =====
62 for k = 1:numel(Vvec)
63     U_inf = Vvec(k);
64
65     % Por debajo de cut-in o por encima de cut-out      potencia 0
66     if U_inf < V_cut_in || U_inf > V_cut_out
67         Pvec(k) = 0;
68         continue;
69     end
70
71     % Estrategia de control:
72     if U_inf <= V Rated
73         lambda = lambda_opt;
74     else
75         lambda = lambda_opt * V Rated / U_inf;
76     end
77     Omega  = lambda * U_inf / R;    % rad/s
78
79     Q_total = 0.0;
80     for i = 1:nNodes
81         ri  = r(i);
82         dri = dr(i);
83         ci  = c(i);
84         name_i = char(airfoilName(i));
85         if ~isKey(polarMap, name_i)
86             error('No hay polar definido para el perfil "%s"', name_i);
87         end
88         polar_i = polarMap(name_i);
89         % Solidez local
90         sigma = B * ci / (2*pi*ri);
91         % Factores de inducción iniciales
92         a  = 0.3;

```

```

93     ap = 0.0;
94     for iter = 1:200
95         % Velocidades locales
96         U_axial = U_inf * (1 - a);
97         U_tan   = Omega * ri * (1 + ap);
98         V_rel   = hypot(U_axial, U_tan);
99         % Ángulo de flujo phi [rad]
100        phi = atan2(U_axial, U_tan);
101        % Twist de este nodo
102        theta_rad = twist_rad(i);
103        % Ángulo de ataque en rad y en grados
104        alpha_rad = phi - theta_rad;
105        alpha_deg = rad2deg(alpha_rad);
106        % Interpolar Cl y Cd
107        [Cl_i, Cd_i] = interpPolar(polar_i, alpha_deg);
108        % Coeficientes normal y tangencial
109        Cn = Cl_i * cos(phi) + Cd_i * sin(phi);
110        Ct = Cl_i * sin(phi) - Cd_i * cos(phi);
111        % Evitar problemas numéricos
112        if abs(Cn) < 1e-6, Cn = 1e-6 * sign(Cn + 1e-9); end
113        if abs(Ct) < 1e-6, Ct = 1e-6 * sign(Ct + 1e-9); end
114        % Actualizar factores de inducción (BEM básico)
115        a_new = 1 / ( 4*sin(phi)^2 / (sigma*Cn) + 1 );
116        ap_new = 1 / ( 4*sin(phi)*cos(phi) / (sigma*Ct) - 1 );
117        % Limitar valores físicos
118        a_new = max(0, min(0.95, a_new));
119        ap_new = max(-0.5,min(0.5, ap_new));
120        % Criterio de convergencia
121        if abs(a_new - a) < 1e-5 && abs(ap_new - ap) < 1e-5
122            a = a_new;
123            ap = ap_new;
124            break;
125        end
126        a = a_new;
127        ap = ap_new;
128    end
129    % Fuerza tangencial diferencial y par diferencial
130    Ft = 0.5 * rho * V_rel^2 * ci * Ct;    % fuerza tangencial [N/m]
131    dQ = Ft * ri * B * dri;                % par diferencial [N m]
132
133    Q_total = Q_total + dQ;
134 end
135 % Potencia a este U_inf
136 P = Q_total * Omega;
137 if P > P Rated
138     P = P Rated;
139 end
140 Pvec(k) = P;

```

```

141 end
142 %% ===== 5. Curva de potencia =====
143 figure;
144 plot(Vvec, Pvec/1e6, '-o', 'LineWidth', 1.5);
145 grid on;
146 xlabel('Wind speed U_\infty [m/s]');
147 ylabel('Power [MW]');
148 title('BEM Power curve      5 MW (tus datos)');
149 xlim([min(Vvec) max(Vvec)]);
150 %% ===== 6. Cálculo de AEP con Weibull =====
151 % Tu archivo weibull.xlsx:
152 % Columna 1: velocidad del viento v [m/s] (0 30 )
153 % Columna 2: f(v) (densidad de probabilidad, 1/m/s), integral ~ 1
154 W = readmatrix('weibull.xlsx');
155 V_weib = W(:,1); % velocidad [m/s]
156 f_weib = W(:,2); % densidad de probabilidad f(v)
157 % Paso de velocidad (se supone uniforme)
158 dv = V_weib(2) - V_weib(1);
159 % Probabilidad de cada bin
160 p_weib = f_weib * dv; % p_i = f(v_i)*dv
161 p_weib = p_weib / sum(p_weib); % normalizar por seguridad
162 % Interpolan la potencia a las velocidades Weibull
163 P_weib = interp1(Vvec, Pvec, V_weib, 'linear', 0); % 0 fuera de rango
164 % AEP en Wh/año
165 AEP_Wh = sum(P_weib .* p_weib) * 8760;
166 AEP_MWh = AEP_Wh / 1e6;
167 fprintf('\nAEP neta (sin pérdidas) = %.1f MWh/año\n', AEP_MWh);
168 % Factor de capacidad
169 CF = AEP_Wh / (P_rated * 8760);
170 fprintf('Factor de capacidad      %.3f  (%.1f %%)\n', CF, CF*100);
171 %% ===== Función auxiliar =====
172 function polar = localReadPolar(fname)
173     T = readtable(fname, 'VariableNamingRule', 'preserve');
174     alpha_deg = T{:,1}; % 1 columna: AOA ( )
175     Cl = T{:,2}; % 2 columna: CL
176     Cd = T{:,3}; % 3 columna: CD
177     polar.alpha_deg = alpha_deg;
178     polar.Cl = Cl;
179     polar.Cd = Cd;
180 end

```