

# Ingenierías 100

- ② De aceite vegetal a biodiesel
  - ② Circuito de precarga en simulación
  - ② Laboratorio para control automático
  - ② Estructuras auxéticas en impresión 3D

Ingenierías

ENERO - JUNIO 2026, VOL XXIX, No. 100

REVISTA DE LA FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA DE LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

La Asociación de México de Control Automático (AMCA) tiene el placer de invitarlos al

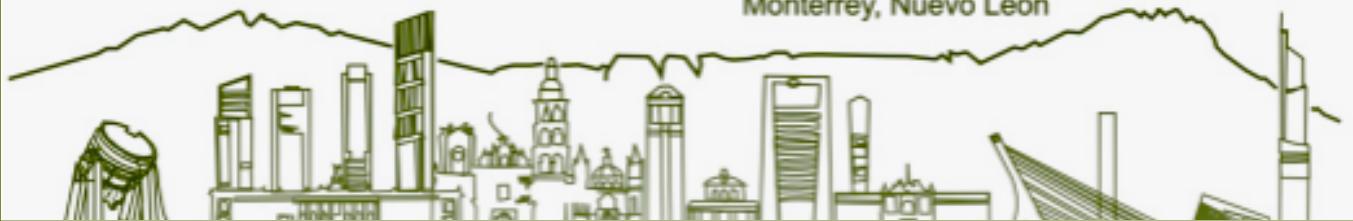
# *Congreso Nacional de Control Automático 2026*

(CNAC 2026)

EL EVENTO MÁS IMPORTANTE DE MÉXICO EN EL CAMPO DEL CONTROL AUTOMÁTICO

CONGRESO NACIONAL DE CONTROL AUTOMÁTICO

6 al 9 de octubre 2026  
Monterrey, Nuevo León



Su objetivo es fomentar el contacto entre académicos y tecnólogos para establecer nuevas redes de colaboración y fortalecer las existentes.

El CNAC ofrece a los jóvenes interesados en la automatización y disciplinas afines la oportunidad de presentar sus trabajos de investigación y desarrollo tecnológico ante una audiencia de expertos nacionales.

Periodo de recepción de trabajos del 16 de marzo  
al 7 de junio, 2026

Mayores informes: <https://amca.mx/congresos/cnca2026/>

Los temas incluyen:

- Sistemas con retraso.
- Estimación e identificación de sistemas.
- Control de sistemas lineales y no lineales.
- Control de sistemas ciber-físicos.
- Control basado en eventos.
- Instrumentación electrónica.
- Sistemas automotrices.
- Sistemas biológicos y biomédicos, robótica y mecatrónica.
- Modelado.
- Automatización de procesos.
- Diagnóstico y tolerancia a las fallas.
- Control de sistemas de potencia.
- Entre otros.

- 3 **Laboratorio autoconstruido para el aprendizaje del control automático**  
Efraín Alcorta García, David Alejandro Díaz Romero,  
Ernesto Zambrano Serrano, Miguel Ángel Platas Garza,  
Jesús Daniel Garza Camarena
- 10 **Obtención y caracterización de biodiesel a partir de aceite vegetal reciclado**  
Lesli del Carmen Balderas Torres, Rodolfo Morales Ibarra,  
Cinthya Soreli Castro Issasi, Saida Mayela García Montes
- 16 **Efecto de la composición química en el procesamiento de aceros microaleados**  
Mariana Valdez-Vázquez, Martha Patricia Guerrero-Mata
- 30 **Estudio de la nanoindentación de recubrimientos delgados SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>**  
Alejandra I. Vallejo Martínez, Luis A. Reyes Osorio,  
Iván Eleazar Moreno Cortéz, Luis López Pavón
- 41 **Efecto de la rapidez de deformación en la respuesta viscoelástica de estructuras auxéticas de ABS y PLA impresas en 3D**  
Jesús Gabino Puente-Córdova, Flor Yanhira Renteria-Baltiérrez,  
Mario Alberto Bello-Gómez, Nasser Mohamed-Noriega
- 53 **Colaboradores**
- 56 **Información para colaboradores**
- 57 **Código de ética**

**Ingenierías**, Vol. 29, N° 100, enero-junio 2026. Es una publicación semestral, editada por la Universidad Autónoma de Nuevo León, a través de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Domicilio de la Publicación: Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Pedro de Alba S/N, Edificio 7, San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México, C.P. 66450. Teléfono: +52 (81) 83294020 Ext. 5854, Fax +52 (81) 83320904. Editor responsable: Dr. Juan Antonio Aguilar Garib. Reserva de derechos al uso exclusivo (Difusión vía red de cómputo): 04-2025-071010474100-203. ISSN: En trámite. Número de certificado de licitud de título y contenido, otorgado por la Comisión Calificadora de Publicaciones y Revistas Ilustradas de la Secretaría de Gobernación: En trámite. Registro de marca ante el Instituto Mexicano de la Propiedad Industrial: En trámite.

Las opiniones expresadas por los autores no necesariamente reflejan la postura del editor de la publicación.

Prohibida su reproducción total o parcial de los contenidos e imágenes de la publicación sin previa autorización del Editor.

Todos los derechos reservados  
© Copyright 2026  
[revistaingenierias@uanl.mx](mailto:revistaingenierias@uanl.mx)

## DIRECTORIO UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Dr. Santos Guzmán López  
Rector

Dr. Mario Alberto Garza Castillo  
Secretario General

Dr. Jaime Arturo Castillo Elizondo  
Secretario Académico

Dr. José Javier Villarreal Tostado  
Secretario de Extensión y Cultura

Lic. Antonio Ramos Revillas  
Director de Editorial Universitaria

## FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

Dr. Arnulfo Treviño Cubero  
Director

Dr. Juan Antonio Aguilar Garib  
Editor responsable

M.C. Cyntia Ocañas Galván  
Dr. Jesús G. Puente Córdova  
Redacción

Gregoria Torres Garay  
Tipografía y formación

Alondra Arreola de Anda  
Alexa Cabrera González  
Carolina Janeth Castro Hernández  
Bruno Cedillo Martínez  
Jonathan Eduardo Cortés Roque  
Jarely Janeth González Herrera  
Samantha Olivares Morales  
Aldo Alberto Torres Ramos  
Auxiliares

## CONSEJO EDITORIAL INTERNACIONAL

Dr. Mauricio Cabrera Ríos, Puerto Rico. UPRM / Dra. Ruth Kiminami, Brasil. UFSC, San Pablo / Dr. Juan Jorge Martínez Vega, Francia. Universidad de Toulouse III / Dr. Zarel Valdez Nava, Francia. UPS-INPT-LAPLACE-CNRS.

## CONSEJO EDITORIAL MÉXICO

Dr. Benjamín Limón Rodríguez, FIC-UANL / Dr. José Rubén Morones Ibarra, FCFM-UANL / Dr. Ubaldo Ortiz Méndez, FIME-UANL / Dr. Félix Sánchez De Jesús, ICBI-UAEH / Dr. Ernesto Vázquez Martínez, FIME-UANL.

## COMITÉ TÉCNICO

Dr. Efraín Alcorta García, FIME-UANL / Dr. Rafael Colás Ortiz, FIME-UANL / Dr. Jesús De León Morales, FIME-UANL / Dr. Virgilio Ángel González González, FIME-UANL / Dr. Carlos Alberto Guerrero Salazar, FIME-UANL / Dra. Oxana Vasilieva Karissova, FCFM-UANL / Dr. Francisco Eugenio López Guerrero, FIME-UANL / Dr. Roger Z. Ríos Mercado, FIME-UANL / Dr. Juan Ángel Rodríguez Liñán, FIME-UANL.

# Laboratorio autoconstruido para el aprendizaje del control automático

Efraín Alcorta García, David Alejandro Díaz Romero,  
Ernesto Zambrano Serrano, Miguel Ángel Platas Garza,  
Jesús Daniel Garza Camarena

Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica,  
San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México  
david.diazrr@uanl.edu.mx, ernesto.zambranos@uanl.edu.mx, miguel.platasgrz@uanl.edu.mx,  
jesus.garzacmn@uanl.edu.mx, Autor de correspondencia: efrain.alcortagr@uanl.edu.mx

## RESUMEN

*Una forma accesible y de bajo costo para complementar mediante experimentos el aprendizaje del control automático es abordada en el presente trabajo. Guiados por la idea de construir un laboratorio portátil, de bajo costo y hecho por uno mismo se propone un prototipo que además proporciona varias vías para visualizar el comportamiento de un sistema dinámico. El prototipo cuenta con la posibilidad de definir plantas usando interconexiones de resistencias y capacitores, adquisición de señales, selección manual mediante potenciómetro del valor de referencia, además de poder operar en lazo abierto. La entrada y/o el controlador son procesados mediante un microcontrolador (Tarjeta de desarrollo Arduino UNO Rev 3). La entrada al sistema es proporcionada por una señal mediante modulación por ancho de pulso. Los resultados pueden ser visualizados utilizando una pantalla OLED y/o a través de un programa externo. El laboratorio está respaldado por una serie de programas e información proporcionada a los interesados mediante un repositorio en GitHub.*

## PALABRAS CLAVE

Control, aprendizaje, tarjeta, Arduino UNO, sistema lineal.

## ABSTRACT

*An accessible and low-cost way to complement automatic control learning through experiments is addressed in this work. Guided by the idea of building a portable, low-cost, do-it-yourself laboratory, a prototype is proposed that also provides several ways to visualize the behavior of a dynamic system. The prototype allows the definition of plants using interconnections of resistors and capacitors, signal acquisition, manual selection of the reference value through a potentiometer, and the ability to operate in open loop. The input and/or the controller are processed by a microcontroller (Arduino UNO Rev 3 Development Board). The system input is provided by a signal through pulse-width modulation. The results can be visualized using an OLED display and/or through an external program. The laboratory is supported by a series of programs and information made available to interested users through a GitHub repository.*

## KEYWORDS

Control, learning, board, Arduino UNO, linear system.

## INTRODUCCIÓN

El control automático es una disciplina fundamental en la ingeniería moderna, presente en aplicaciones que van desde los electrodomésticos hasta los sistemas industriales y robóticos. Sin embargo, su aprendizaje suele estar acompañado de dificultades, especialmente cuando el acceso a laboratorios equipados es limitado debido a su alto costo o complejidad. Frente a este desafío, surge la necesidad de alternativas didácticas que permitan a los estudiantes experimentar de forma práctica, económica y flexible. En este contexto han surgido dispositivos<sup>1</sup> como una alternativa innovadora y

compacta que permite a los estudiantes realizar experimentos de control fuera del entorno convencional del laboratorio en las universidades.<sup>2</sup> Esos prototipos portátiles están diseñados para que los estudiantes puedan experimentar desde su propio hogar, promoviendo la autonomía, estimulando la creatividad y aumentando su nivel de participación. La interacción directa con el sistema permite ajustar libremente los parámetros de control y observar el comportamiento del sistema en tiempo real, lo que contribuye a una comprensión más profunda de los fenómenos estudiados.<sup>2</sup> Estos son especialmente valiosos para reforzar conceptos fundamentales del control automático, tales como la respuesta en el dominio del tiempo, el análisis en frecuencia, la dinámica de observadores y el desempeño de sistemas en lazo cerrado. La posibilidad de contrastar los modelos teóricos con resultados experimentales reales favorece un aprendizaje más significativo y mejor aplicado.

En los últimos años, diversos estudios han explorado y validado este enfoque educativo. Por ejemplo, en<sup>2</sup> y<sup>3</sup> se reportan implementaciones exitosas de kits para llevar a casa basados en sistemas de regulación de temperatura y en plataformas electromecánicas, evidenciando su efectividad como herramientas didácticas. Asimismo, en<sup>4</sup> se desarrolló un laboratorio portátil capaz de realizar tanto regulación en lazo cerrado como identificación en lazo abierto, empleando actuación mediante modulación por ancho de pulso (PWM) y adquisición de datos asistida por Python para implementar un sistema de control de temperatura basado en calentamiento por transistor y realimentación mediante un termistor.

Adicionalmente, plataformas educativas como TCLab y URLab demuestran que los sistemas térmicos pueden ser controlados y modelados de manera eficaz mediante soluciones simples y accesibles, consolidándose como bancos de prueba relevantes tanto en contextos educativos como de investigación.<sup>5,6</sup> En conjunto, estas experiencias ponen de manifiesto el potencial de los laboratorios para llevar a casa como una herramienta clave para modernizar la enseñanza del control automático en el ámbito universitario.

En este trabajo se presenta una propuesta orientada a complementar el aprendizaje del control automático mediante el desarrollo de un laboratorio portátil, de bajo costo y construido por el propio usuario. Mediante el prototipo propuesto es posible realizar experimentos de respuesta en el tiempo, implementación de estrategias de control (ya se encuentran disponibles el control de regulación, control integral y seguimiento de trayectoria). Los resultados pueden ser visualizados a través de una pantalla OLED integrada al prototipo, o bien, mediante la utilización de un programa de Python. Este enfoque no solo facilita el acceso a la experimentación, sino que también promueve una comprensión más profunda de los conceptos teóricos a través de la práctica directa, facilitando el alcanzar las etapas más altas en la taxonomía de Bloom (analizar, evaluar y crear).

En el trabajo previo de los autores<sup>1</sup> se presenta una versión anterior del presente prototipo. Adicional a lo presentado en,<sup>1</sup> se agregó la visualización mediante la pantalla OLED, se incluye la planta como un módulo intercambiable que permite eventualmente integrar otras plantas diferentes a la utilizada por default.

## UN LABORATORIO HECHO POR UNO MISMO

La idea central del proyecto es la construcción de un prototipo experimental compacto que pueda utilizarse fuera de un laboratorio tradicional, incluso en el hogar. El dispositivo está diseñado para permitir la experimentación con sistemas dinámicos sencillos, ofreciendo múltiples formas de observar y analizar su comportamiento. El esquema general del prototipo se puede apreciar en la figura 1.

El dispositivo cuenta con un módulo independiente e intercambiable donde se encuentra la planta además de una plataforma base que equipa al usuario con botones de inicio y paro de experimento, interruptores de selección para distintas configuraciones disponibles desde software, un potenciómetro para asignación de referencia y una pantalla OLED para visualizar la evolución de la salida. Lo anterior está controlado por un microcontrolador para hacer la adquisición de las señales y calcular la entrada al sistema. El microcontrolador seleccionado fue el Atmega328P contenido en la

tarjeta de desarrollo Arduino UNO Rev 3<sup>7</sup> y el prototipo desarrollado se diseñó como una placa de circuito impreso (PCB por sus siglas en inglés *Printed Circuit Board*) que se ensambla directamente al Arduino UNO, ver figura 2.

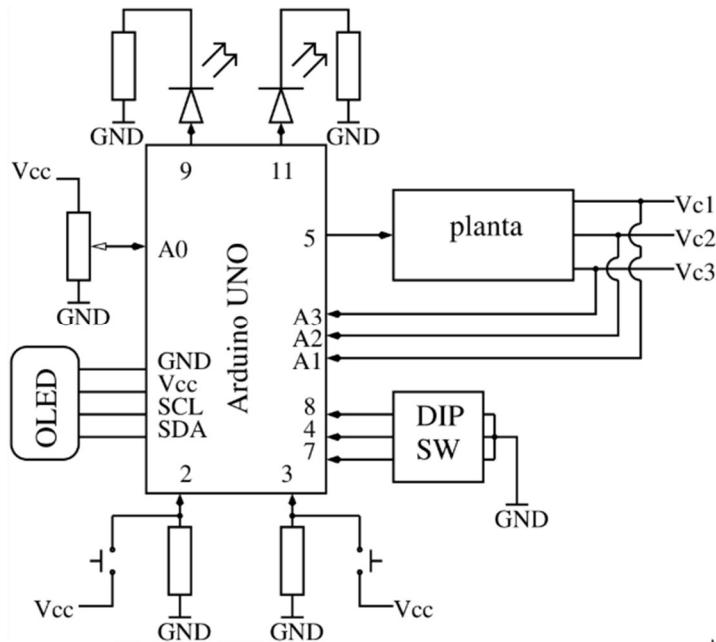


Fig. 1. Esquema general del prototipo THL para aplicaciones de control.



Fig. 2. Placa de circuito impreso (PCB) para el laboratorio portátil de control.

El Arduino UNO fue seleccionado debido a que es muy popular y se utiliza como parte de diferentes unidades de aprendizaje (lo cual implica que muchos de los estudiantes ya disponen de una). Además, es de bajo costo y permite que el prototipo desarrollado pueda ser insertado evitando con esto falsos contactos.

La tarjeta desarrollada es llamada laboratorio para llevar a casa o bien THL por las siglas en inglés de Take-Home Labs. La THL fue diseñada considerando dos partes: la tarjeta principal mostrada en la parte superior de la figura 2, y una tarjeta desmontable de la primera donde se encuentra la planta a ser utilizada, la cual se muestra en la parte inferior de la figura 2. Note que mediante el uso de pequeños puentes (jumpers) es posible seleccionar una planta de primer orden, si no se coloca ningún puente en la tarjeta; una de segundo orden si se coloca el puente en J1; una de tercer orden si se colocan tanto J1 como J2 y finalmente una de segundo orden con distintos parámetros si se colocan todos los puentes, J1, J2 y J3.

Alternativamente el circuito propuesto puede ser ensamblado en una placa de pruebas conocida como protoboard y conectado mediante cables al Arduino UNO, ver figura 3.

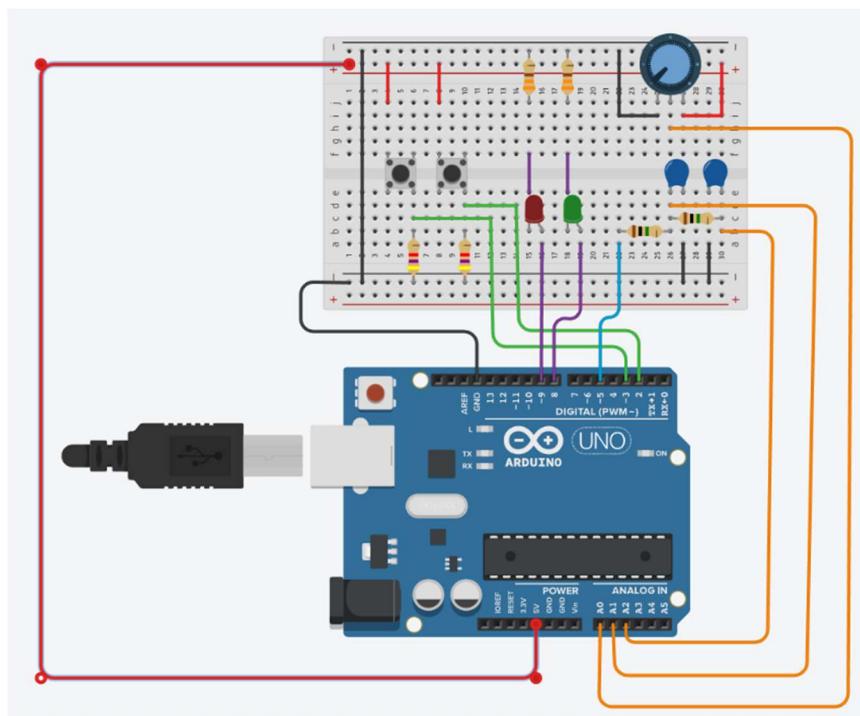


Fig. 3. Esquema propuesto implementado en placa de pruebas para un sistema de segundo orden.

El prototipo permite definir diferentes plantas (modelos físicos del sistema a controlar) mediante la interconexión de resistencias y capacitores, lo que posibilita representar sistemas de primer, segundo o tercer orden. Esta flexibilidad resulta especialmente útil para ilustrar conceptos clave como la respuesta transitoria, el estado estacionario y la estabilidad.

## OPERACIÓN

El uso de la tarjeta requiere primeramente la conexión con un Arduino UNO, considerando que la tarjeta denominada Take-Home-Labs (THL) está diseñada como un shield,<sup>8</sup> para ser colocado en las terminales del Arduino UNO. Adicionalmente se requiere cargar un programa al Arduino UNO, el cual se puede realizar mediante la IDE de Arduino.

Diferentes programas fueron preparados y puestos a disposición en el repositorio público de GitHub con la dirección <https://github.com/UANL-CA-170>. Dicho repositorio cuenta con material

asociado al proyecto THL, tal como: un README.md que describe aspectos generales de la THL, un directorio mcu\_src/ donde se tiene acceso a programas tanto para el instructor (Instructor\_resources/Case\_b\_10X), como para el estudiante (Student\_resources/) y un directorio con un programa en Python (monitor/) para visualizar las variables medidas, así como para guardar estas en un archivo con formato csv.

Para mostrar la operación, coloquemos los puentes J1 y J2 en la tarjeta de la planta (mostrada en la parte inferior de la figura 2), considere el programa para el instructor denominado plantilla.ino, el cual se encuentra en el directorio mostrado a continuación: mcu\_src/Instructor\_resources/Case\_b\_10X/Plantilla/plantilla.ino, dentro del repositorio. Este programa debe de ser compilado y cargado a la tarjeta de Arduino UNO (use, por ejemplo, Arduino IDE, VS-Code, etc.).

El programa ofrece el código para resolver el problema de regulación a un valor constante, el cual es conocido en la literatura de control como problema de set point. Las opciones que presenta el programa pueden ser seleccionadas con la ayuda de un DIP switch (marcado con 4, 7 y 8 sobre el PCB, pero referenciado como DS1, DS2 y DS3 respectivamente), ver figura 2.

Se tienen programadas dos posibles soluciones de control, una mediante el uso de una estrategia de cambio de coordenadas y regulación y otra basada en control integral. Para seleccionar la primera estrategia (mediante cambio de coordenadas) se coloca el interruptor marcado con un 4 en el PCB (DS1) del DIP switch en OFF. Si este interruptor es colocado en ON se aplica el enfoque basado en control integral.<sup>9</sup>

Por otro lado, el interruptor marcado con 7 sobre el PCB (DS2) del DIP switch considera una retroalimentación de estado (en el tipo de control seleccionado previamente con el primer interruptor DS1) si se coloca en OFF y usa un observador para retroalimentar el estimado de los estados si se coloca en ON. El interruptor marcado con 8 sobre el PBC (DS3) del DIP switch está relacionado con la información presentada en la pantalla OLED: si el interruptor es colocado en OFF, la pantalla muestra la evolución de la salida (voltaje del capacitor 2) así como el valor de referencia obtenido del ajuste que proporciona el potenciómetro, si se coloca en ON, la pantalla muestra los valores numéricos de la referencia, la salida y la señal de control aplicada a la planta. Adicionalmente se tiene un potenciómetro mediante el cual es posible ajustar el valor de la referencia utilizada en el lazo de control.

Una vez seleccionados la posición de los interruptores que forman el DIP switch, se oprime el primer botón pulsador (push button), marcado sobre la PCB como SW2, el cual inicia la aplicación de la señal de control al lazo de control. Para interrumpir la aplicación de la entrada de control a la planta se debe oprimir el segundo botón pulsador, el cual está marcado con SW3 sobre el PCB.

En el caso del repositorio para estudiantes (Student\_resources/) existen diferentes programas que abarcan las distintas situaciones (primer, segundo y tercer orden, etc.) En estos casos el programa no cuenta con el control diseñado, sino que solamente proporciona un espacio donde se requiere escribir el control, la ganancia del observador, entre otros aspectos.

## CONTROL Y ADQUISICIÓN DE SEÑALES

El núcleo del sistema está basado en un microcontrolador Arduino UNO, ampliamente utilizado en entornos educativos debido a su bajo costo y facilidad de programación. Este microcontrolador se encarga de calcular la señal de entrada al sistema y/o el controlador, permitiendo implementar estrategias tanto en lazo abierto como en lazo cerrado.

La señal de control se aplica al sistema mediante modulación por ancho de pulso (PWM), una técnica común en sistemas digitales que permite aproximar señales analógicas de forma eficiente. Además, el prototipo incluye un potenciómetro que posibilita la selección manual del valor de referencia, facilitando la interacción directa del usuario con el sistema.

El dispositivo también cuenta con capacidades de adquisición de señales, lo que permite medir la respuesta del sistema en tiempo real y analizar su comportamiento ante distintos escenarios. La tarjeta THL tiene la adquisición de datos prevista para los valores de los voltajes en cada uno de los

capacitores: el voltaje en el capacitor 1, Vc1, está conectado a la terminal A1 de Arduino UNO, el voltaje del capacitor 2, Vc2, está conectado a la terminal A2, así como el voltaje del capacitor 3, Vc3, está conectado a la terminal A3 de Arduino. Adicionalmente, el patín central del potenciómetro está conectado a la terminal A0.

La salida de control utiliza la terminal D5 del Arduino, la cual es una salida con modulación por ancho de pulso (PWM). Dadas las plantas utilizadas (circuitos RC), estas operan como filtro pasa bajos que ayudan a promediar la forma de la señal.

## VISUALIZACIÓN Y APOYO DIGITAL

Uno de los aspectos más destacados del laboratorio portátil es la variedad de opciones disponibles para la visualización de resultados. La respuesta del sistema puede observarse directamente a través de una pantalla OLED integrada, lo que hace posible un análisis inmediato sin necesidad de equipos adicionales.

De manera complementaria, el proyecto incluye un programa informático que permite visualizar y analizar los datos desde una computadora, ampliando las posibilidades de estudio y registro de resultados. También es posible visualizar los datos directamente desde la plataforma Arduino-IDE, siempre y cuando se incluya la palabra “arduino” dentro de la función pantalla () del programa plantilla.ino antes mencionado. Si en la función pantalla () se coloca la palabra “python”, entonces las variables declaradas pueden ser procesadas y mostradas en pantalla mediante un programa llamado monitor.py. El programa requiere que algunos parámetros sean proporcionados correctamente, un ejemplo de conjunto de parámetros a ser aplicados es: Port:/dev/ttyAMC0 (en Linux) o bien Port:COM3; Baudrate:9600; Samples:1000; Sampling\_ms:100; Min\_Value\_Plot:0; Max\_Value\_Plot:5. Ejemplo de una gráfica que se puede visualizar usando el programa monitor.py puede ser encontrado en la figura 4.

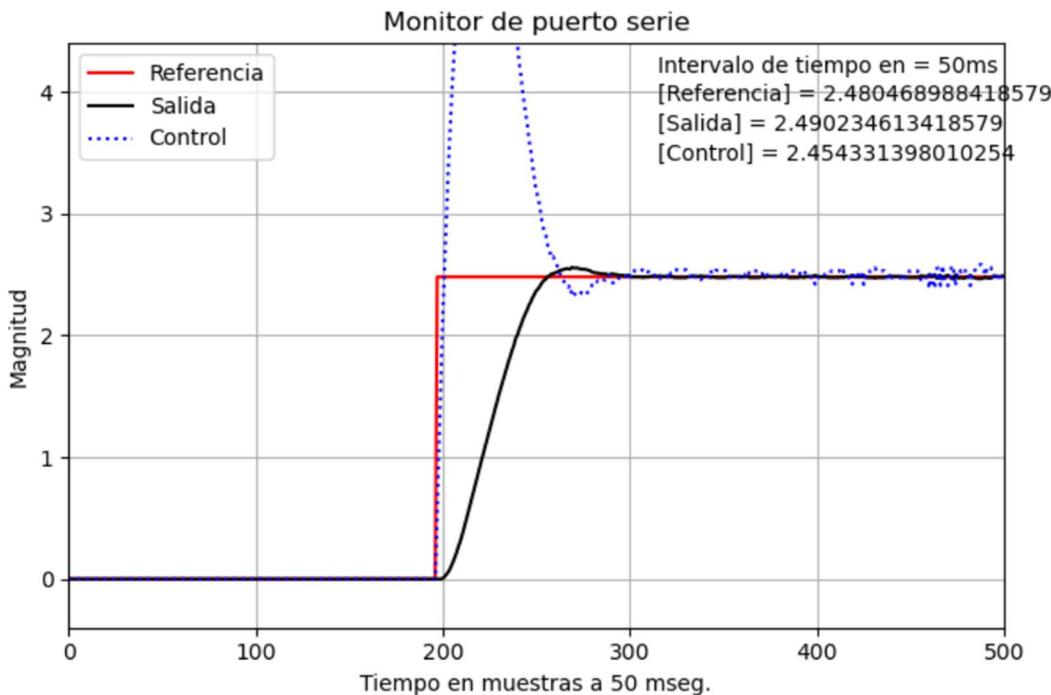


Fig. 4. Respuesta de un sistema de segundo orden con control integral.

## CONCLUSIONES

La propuesta presentada demuestra que es posible expandir el acceso a la experimentación en control automático mediante soluciones simples, económicas y abiertas. El laboratorio portátil no solo complementa la formación teórica, sino que también incentiva el aprendizaje activo, la curiosidad y la creatividad.

Una de las ideas introducidas respecto a desarrollos previos de los autores, es que eventualmente se puede incluir sistemas con dos entradas y tres salidas, pueden tener amplificadores operacionales en donde las entradas-salidas operen con voltaje en un intervalo de 0 a 3.3 v. Otra de las ideas es la utilización de una pantalla OLED para previsualizar la evolución del voltaje del capacitor 2 con respecto al tiempo comparado con la señal de referencia.

Este tipo de iniciativas representa una valiosa herramienta educativa, especialmente en contextos donde los recursos son limitados, y abre la puerta a nuevas formas de enseñar y aprender ingeniería de manera práctica y accesible.

## REFERENCIAS

1. Alcorta-Garcia, E., Zambrano-Serrano, E., M. A. Platas-Garza, Diaz-Romero, D. A.: A Microcontroller-Based Take-Home Lab for Low-Cost Automatic Control Education, En Latin American Control Conference, Cancún, Q. Roo, México, oct. 15-17, 2025.
2. Durfee, W., Li, P., Waletzko, D.: Take-home lab kits for system dynamics and controls courses. In: Proceedings of the 2004 American control conference. vol. 2, pp. 1319–1322. IEEE (2004).
3. Rossiter, J., Pope, S., Jones, B.L., Hedengren, J.: Evaluation and demonstration of take-home laboratory kit. IFAC-PapersOnLine 52(9), 56–61 (2019).
4. Alcorta-Garcia, E., Platas-Garza, M. Á., Diaz-Romero, D. A.: Identification and control design for an experimental setup to take home. In: 2023 20th International Conference on Electrical Engineering, Computing Science and Automatic Control (CCE). pp. 1–4. IEEE (2023).
5. Azagra, J.R., Martínez, M.G., Canal, S.N.: Nueva plataforma de control de temperatura de bajo coste para la educación en ingeniería de control. Jornadas de Automática (45) (2024).
6. Rico-Azagra, J., Gil Martínez, M.: Rediseño de una plataforma de control de temperatura de bajo coste para la educación en ingeniería de control. In: XLII Jornadas de Automática. pp. 275–281. Universidade da Coruña, Servizo de Publicacións (2021).
7. Arduino WEB page: <https://arduino.cc>, consultada el 15 de diciembre del 2025.
8. WEB page: <https://arduino.cl/que-es-un-shield/>, consultada el 15 de diciembre del 2025.
9. Domínguez, S., Campoy, P., Sebastián, J. M., Jiménez A.: Control en el espacio de estado. Pearson Educación S.A., Madrid, segunda edición, (2006).

# Obtención y caracterización de biodiesel a partir de aceite vegetal reciclado

**Lesli del Carmen Balderas Torres, Rodolfo Morales Ibarra, Cinthya Soreli Castro Issasi, Saida Mayela García Montes**

Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica  
San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México

lesli.balderasts@uanl.edu.mx, rodolfo.moralesbr@uanl.edu.mx, cynthia.castrois@uanl.edu.mx,  
Autor de Correspondencia: saida.garciamts@uanl.edu.mx

## RESUMEN

*Para mitigar el cambio climático es necesario que se desarrollen alternativas energéticas sostenibles, específicamente aquellas que presenten una reducción en las emisiones de gases de efecto invernadero; los biocombustibles son en general una opción viable y factible, puesto que pueden ser obtenidos por métodos amigables con el medio ambiente y reduciendo la cantidad de gases de efecto invernadero en su producción comparado con los combustibles fósiles. En la presente investigación se desarrolló un protocolo experimental y exploratorio para la obtención de biodiesel a partir de aceite vegetal comestible reciclado después de ciclo de vida, lo que representa una doble ventaja ya que se evita la contaminación de tierras y aguas, así como la gestión y gastos asociados a la recolección y confinamiento a la vez que se revalorizan estos desechos obteniendo un producto sumamente valioso. El biodiesel obtenido fue caracterizado de manera fisicoquímica por diversos métodos estándar ASTM aplicables a combustibles. Los resultados indican que el biodiesel y la mezcla de biodiesel con combustibles son una gran alternativa para la obtención de energía sostenible.*

## PALABRAS CLAVE

Biodiesel, cambio climático, gases efecto invernadero, reciclaje.

## ABSTRACT

*In order to mitigate the climate change is necessary to develop alternative sustainable sources of energy, namely, those that offer a significative reduction in emissions of greenhouse gases; biofuels in general are a viable and feasible alternative, mainly because they can be synthesized through ecofriendly processes while reducing the greenhouse gas emissions of their production as compared to fossil fuels. In this research, an experimental-exploratory protocol for the synthesis of biodiesel using as raw materials the used-cooking oil has been developed, this represents a double positive advantage since it avoids the contamination of soil and water, as well as the waste management related to collection and confinement (as well as associated costs) of used cooking oil, while revalorizing this waste into a valuable product. The obtained biodiesel has been physical-chemically characterized through standard ASTM methods applicable to fuels. Results indicate that obtained biodiesel and the mixture of biodiesel with fuels are a great alternative for the obtention of sustainable energy.*

## KEYWORDS

Biodiesel, climate change, greenhouse gases, recycling.

## INTRODUCCIÓN

Uno de los principales problemas que combate la humanidad es el cambio climático, y uno de los principales causantes es la quema de combustibles fósiles, los cuales representan el 80% de la energía

mundial y en general por actividades antrópicas.<sup>1</sup> Una pobre reducción de emisiones de gases de efecto invernadero empeoran aún más la problemática,<sup>2</sup> incrementando la captura de calor generado por la extracción y combustión de combustibles fósiles como el carbón y el gas natural.<sup>3</sup> Una mayor parte del calor que recibe la Tierra del Sol no es disipada fuera del planeta lo cual provoca el aumento de la temperatura global.<sup>4</sup> El Instituto Nacional de Ecología y Cambio Climático (INECC), evaluó que cada año, México representa aproximadamente el 1.45% de las emisiones globales de carbono en nuestro planeta.<sup>5</sup> El renunciar al uso del petróleo, carbón y gas natural, además de ser necesario debido a su limitada cantidad, es un camino para contrarrestar el calentamiento global.

Para contribuir en la solución de estos fenómenos se ha planteado el uso de biocombustibles como opción para controlar los desequilibrios causados por el alto consumo de combustibles fósiles. Los biocombustibles provienen de sustancias orgánicas y son unas de las principales soluciones para disminuir las emisiones de dióxido de carbono emitidas por el sector automotriz de un modo rápido y eficiente en los próximos años<sup>6</sup> ya que, al ser usado, cualquier medio de transporte que requiera combustible pasaría a ser un transporte ecológico, con una menor huella de carbono comparada con el uso de gasolina o diésel. Los biocombustibles son derivados de materiales biológicos y se obtienen a partir de residuos orgánicos, como la biomasa.<sup>6</sup> El biodiesel es un combustible comercial de baja intensidad de carbono para motores diésel, pero también puede ser utilizado en calderas y sistemas de calefacción doméstica.<sup>7</sup> El biodiesel es un tipo de combustible similar al diésel derivado de petróleo, hoy pero su producción se basa en materia orgánica, principalmente aceites vegetales o grasas animales. Esto lo convierte en un combustible natural, renovable y limpio.<sup>8</sup> La adopción del biodiesel podría centrarse en las materias primas empleadas en su producción.

El dióxido de carbono liberado durante el uso de biocombustibles equivale a la cantidad previamente absorbida de la atmósfera por la materia prima empleada en su producción. Por lo tanto, estos biocombustibles se consideran una solución eficaz para reducir las emisiones de efecto invernadero, ya que en general son combustibles con emisiones netas cercanas a cero.<sup>9</sup> El biodiesel carece de compuestos de nitrógeno y azufre. Las partículas contaminantes son reducidas hasta un 65% con el uso del biodiesel, al mismo tiempo minorar el riesgo de cáncer en la población hasta un 94%, esto reportado según el Departamento de Energía de los Estados Unidos (DOE). De acuerdo con la Agencia de Protección Ambiental de los Estados Unidos (EPA), la combustión del biodiesel disminuye un 50% los hidrocarburos no quemados, los cuales son una causa importante de la degradación de la capa de ozono, la formación de smog y el riesgo de cáncer.<sup>10</sup>

Los biocombustibles poseen propiedades y características que compiten con los combustibles usualmente utilizados, posicionándose como una posible alternativa para contrarrestar las inminentes consecuencias de la contaminación. Esta investigación presenta un diseño del proceso de fabricación de biodiesel a partir de aceite vegetal comestible reciclado (recuperado después de su ciclo de vida y uso industrial). La obtención de este biocombustible se implementa mediante una reacción química llamada esterificación o por medio de otro proceso conocido como transesterificación.<sup>4,11</sup> La esterificación implica la creación de un éster mediante una reacción entre ácidos carboxílicos y alcoholos utilizando como catalizadores ácidos fuertes. Por otro lado, la transesterificación es un proceso más simple y amigable con el medio ambiente. En este proceso, se intercambia el grupo alcoxi de un éster por otro alcohol, convirtiendo así aceites y grasas en ésteres monoalquílicos de cadena larga, es decir, biodiesel. En el momento en que se emplea metanol en la reacción de transesterificación los ésteres son nombrados comúnmente ésteres metílicos de ácidos grasos (FAME). El proceso de conversión de aceites, grasas y aceites en biodiesel mediante transesterificación garantiza la disminución de la viscosidad a porcentajes más similares a los del gasóleo convencional.<sup>7</sup>

El presente trabajo explora de manera experimental y exploratoria la obtención de Biodiesel a partir de aceite vegetal reciclado de cocina y lleva a cabo una serie de análisis fisicoquímicos para evaluar la calidad del hidrocarburo obtenido.

## EXPERIMENTAL

El desarrollo exploratorio desarrollado comienza con la recolección del aceite vegetal de cocina ya utilizado el cual será la materia prima experimental de este estudio; dicho aceite forma parte de los desechos de cocina de una cafetería estudiantil de la Universidad Autónoma de Nuevo León; para ello se recolectaron un par de litros de aceite ya quemado; interesantemente al charlar con el encargado de la cafetería nos comenta que ellos normalmente deben pagar por gestión de residuos del aceite quemado a una compañía que realiza la recolección y confinamiento. El proceso se muestra en sus generalidades en la figura. 1. Una vez obtenido se llevó a cabo la caracterización estandarizada para obtener los valores de densidad (ASTM D-70), contenido de azufre (ASTM D-129), punto de inflamación (*flash point*) (ASTM D-93), humedad (ASTM D-1796), índice de cetano (ASTM D-4737), poder calorífico (ASTM D-240) y perfil de destilación (ASTM D-86).

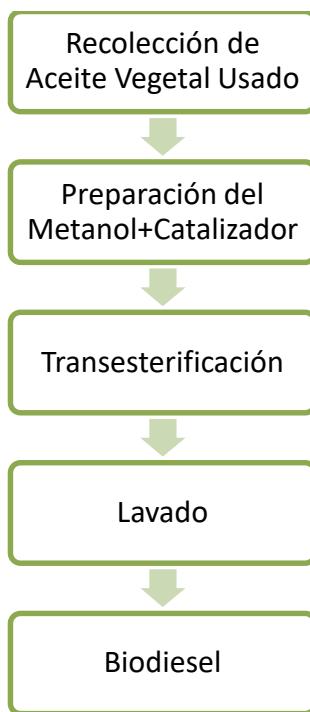


Fig 1. -Diagrama del proceso de elaboración de biodiesel.

Posterior a la recolección del aceite vegetal usado, se lleva a cabo la preparación del catalizador. El catalizador usado fue el NaOH. Dicho catalizador es básico, homogéneo, y proporciona altas velocidades de reacción, sin embargo, tiende a ser más costoso al separarlo pues necesita proporciones del 1%-6% para un buen rendimiento.

Seguido, se lleva a cabo la reacción de transesterificación que consiste en la reacción de un triéster de glicerilo (triglicérido) con un alcohol para formar alquil de ésteres y glicerol. Dado que la reacción es reversible, se usa alcohol en exceso para tener un equilibrio hacia el lado de los productos. Debido a su composición química (cadena corta), los alcoholes mayormente utilizados son el metanol y etanol, aunque de ellos destaca el metanol por reaccionar rápidamente con los triglicéridos. En el proceso de transesterificación la ruptura de los triglicéridos requiere de tres pasos: primero, la formación de un intermediario tetraédrico; seguido de la descomposición del intermediario formando un ion diacilglicérido y el éster alquílico del ácido graso; para terminar con la recuperación del catalizador por transferencia de un protón. Este proceso se repite hasta obtener los tres ésteres de ácidos grasos junto con la glicerina.

Para el proceso, se utilizaron 40 ml de aceite vegetal en un matraz Erlenmeyer para calentarlo hasta 60°C a 250 rpm, esto se realizó hasta conseguir la temperatura deseada. Al mismo tiempo, se preparó una solución de 0.42g de NaOH (correspondiente al 1.1% m/m), y 9.06g de MeOH (de acuerdo con la relación 6:1 molar). Una vez que los residuos alcanzaron los 60°C, se vierte la solución, debido a esto se tiene un descenso en temperatura por lo que la nueva solución vuelve a ser calentada hasta los 60°C esto durante 10 min. De esto se obtuvieron 69.04g de biodiesel y glicerina. Una vez enfriado se decantó el producto, con el fin de separar ambas fases.

En la figura 2. se observa el biodiesel obtenido una vez realizada la decantación el cual fue de 57.2g. Para el lavado se utilizó una relación biodiesel-agua destilada de 2:1 en volumen, se calentó el biodiesel hasta 60°C con una agitación de 250 rpm constantes, se calienta el agua destilada hasta 40°C una vez esto, se vierten, se procura mantener el sistema por los 60°Csin exceder los 65°C, durante 15 min, finalmente se drena el agua destilada. Después del proceso de purificación se siguieron obteniendo entre 64 a 69 ml de biodiesel.



Fig. 2. Biodiesel obtenido.

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Una vez obtenido el biodiesel, se realizaron pruebas estándar ASTM-D pertinentes para la caracterización de hidrocarburos. Por interés particular del equipo de investigación, se realizaron mezclas de hidrocarburos para ser evaluadas; particularmente se realizaron y analizaron dos mezclas, una de 100% turbosina y una de 50%/50% biodiesel experimental obtenido más turbosina. Los resultados son presentados en las tablas I y II.

Tabla I. Características de la turbosina y la mezcla 50/50 biodiesel-turbosina.

CARACTERÍSTICA	VALOR OBTENIDO		MÉTODO
	100% Turbosina	50%/50% Biodiesel-turbosina	
DENSIDAD 15°C (g/ml)	0.8017	0.8421	ASTM D-70
AZUFRE (%P, S)	<0.005	<0.005	ASTM D-129
FLASH POINT (°C)	54	61	ASTM D-93
HUMEDAD (%V)	<0.1	<0.1	ASTM D-1796
ÍNDICE DE CETANO	43	43	ASTM D-4737
PODER CALORÍFICO (kcal/kg)	10,822	9,969	ASTM D-240
PODER CALORÍFICO (BTU/Lb)	19,480	17,944	ASTM D-240

De los resultados obtenidos y presentados en la tabla I queda claro que al comparar los valores de la turbosina con nuestra mezcla experimental 50%/50% biodiesel+turbosina, los resultados de la Turbosina son en general mejores respecto a sus capacidades físico-químicas; sin embargo cabe resaltar que nuestro biodiesel agrega una gran cantidad de valor puesto que las diferencias son mínimas o incluso son indistinguibles, por ejemplo: la densidad cambia solamente un poco, mientras que el contenido de azufre no percibe un cambio así como el porcentaje de humedad; el índice de cetano que es un indicador clave de la calidad de un combustible no sufre ningún cambio, resultando en un valor completamente equitativo y en el poder calorífico se observa una disminución de solamente un ocho por ciento.

En la tabla II se muestran los resultados del perfil de destilación, mismos que también se encuentran representados gráficamente en la figura 3.

Tabla II. Perfil de destilación de la turbosina y la mezcla 50/50 biodiesel-turbosina.

PERFIL DE DESTILACIÓN MÉTODO ASTM D-86			
Turbosina		50/50 Biodiesel-Turbosina	
%V	°C	%V	°C
INICIAL	173	INICIAL	169
10	183	10	194
20	192	20	209
30	199	30	228
40	205	40	247
50	211	50	278
60	217	60	324
70	229	70	337
80	234	80	340
90	277	90	343
FINAL (99%V)	280	FINAL (97%V)	393

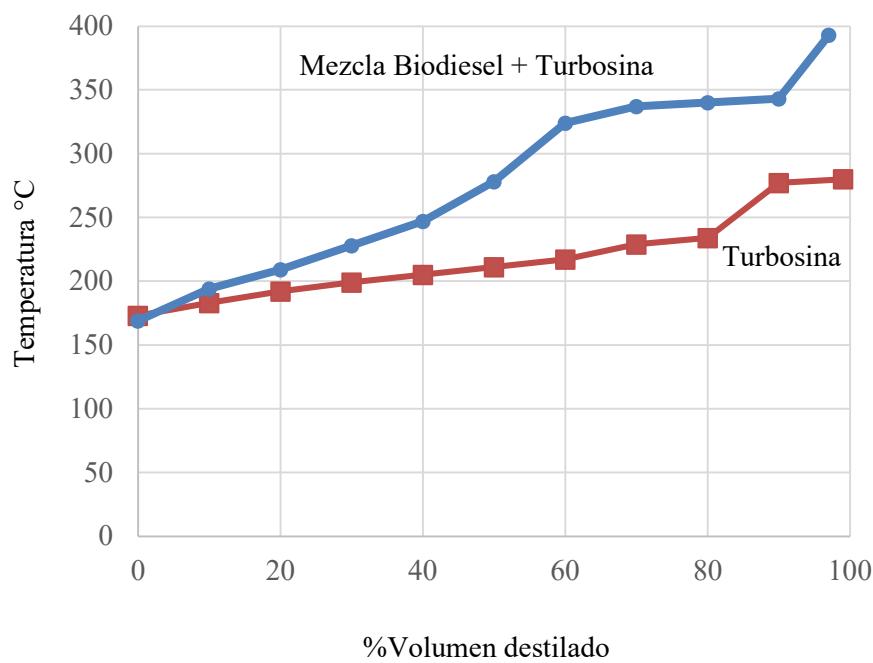


Fig.3. Perfil de destilación de la turbosina y la mezcla 50/50 biodiesel-turbosina.

De esto, resulta notorio las diferencias entre la turbosina y la mezcla 50%/50% biodiesel + turbosina; de manera general podemos decir que la mezcla tiene un perfil de destilación más alto,

esto relacionado tanto con el *flash point* y el poder calorífico. Aun así, las diferencias son de aproximadamente un 30% de temperatura alrededor del 50% del volumen destilado, lo cual no necesariamente es algo negativo, sino que puede tener muy buenas aplicaciones donde se requiera un combustible menos volátil.

## CONCLUSIONES

Se ha logrado desarrollar exitosamente un protocolo experimental con su definición de procesos y características para la síntesis de biodiesel a partir de residuos de aceite de cocina. De tal manera que se ha logrado una obtención productiva de biodiesel. La síntesis de biodiesel a partir de aceite de cocina logra un doble objetivo, el de reciclar los desechos del aceite de cocina que de otra manera requieren un gasto para recolección y confinamiento, evitando así la contaminación de tierras y aguas, a la vez que se le da una revalorización al producto que puede competir en costos litro por litro con el producto original. La obtención de biodiesel a partir de aceite de cocina usado se considera un biocombustible de segunda generación puesto que no compite con la producción de alimentos.

El biodiesel es una alternativa con un menor impacto ecológico reduciendo las emisiones de gases de efecto invernadero lo que la hace útil ya que no es necesario realizar modificaciones especiales a los motores de combustión interna para su utilización. Una investigación futura debería considerar realizar más mezclas en porcentajes distintos, así como con gasolina y diésel, e incluir pruebas de eficiencia energética directamente en un motor de combustión interna. Comparando los resultados de calidad del biodiesel en mezcla con turbosina contra la turbosina pura podemos evaluar que se logran resultados que hacen factible su utilización como combustible para motores.

Los resultados y diferencias dan lugar a seguir experimentando y seguir desarrollando alternativas energéticas de menos impacto ambiental, reduciendo a la vez los residuos generados por la actividad humana y con combustibles con menores emisiones de gases de efecto invernadero.

## REFERENCIAS

1. IPCC. (2001). Cambio Climático 2001, Informe de Síntesis.
2. Masera, O. &. (2001). Madera y Bosques. Obtenido de <https://doi.org/10.21829/myb.2001.711314>
3. NOAA. (2024, enero). *Dióxido de carbono | Signos vitales – Climate Change: Vital Signs of the Planet*. Global Climate Change: Vital Signs of the Planet. [https://climate.nasa.gov/...](https://climate.nasa.gov/)
4. L, M. (marzo de 2014). SciELO. Obtenido de [https://ve.scielo.org/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S0798-40652014000100009](https://ve.scielo.org/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0798-40652014000100009).
5. INECC. (18 de mayo de 2018). Cambio climático; acciones y programas. Obtenido de <https://www.gob.mx/inecc/acciones-y-programas/inventario-nacional-de-emisiones-de-gases-y-compuestos-de-efecto-invernadero>
6. REPSOL. (2023). Obtenido de <https://www.repsol.com/es/tecnologia-digitalizacion/technology-lab/reduccion-emisiones/biocombustibles/index.cshtml>
7. McCormick, R. (2023). Biodiesel Handling and Use Guide. Denver: Nrel.
8. REPSOL. (S.F.). Obtenido de <https://www.repsol.com/es/energia-futuro/movilidad-sostenible/biodiesel/index.cshtml#:~:text=El%20biodi%C3%A9sel%20es%20un%20combustible,aceites%20vegetales%20o%20grasas%20animales>
9. REPSOL. (2022). Obtenido de Una alternativa sostenible: <https://www.repsol.com/es/energia-futuro/movilidad-sostenible/combustibles-renovables/index.cshtml>
10. Herrera Bucio Rafael, R. C. (s.f.). Los aceites vegetales como fuente de biodiesel. Sabermás , 7.
11. Oliva J., F. J. (2015). Producción de biodiesel a partir de grasa animal utilizando catálisis heterogénea. Revista Iberoamericana de Ciencias, Vol. 2 no.5.

# Efecto de la composición química en el procesamiento de aceros microaleados

Mariana Valdez-Vázquez, Martha Patricia Guerrero-Mata

Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales  
San Nicolás de los Garza, NL, México  
martha.guerreromt@uanl.edu.mx, Autor de correspondencia: mariana.valdezv@uanl.edu.mx

## RESUMEN

*En el presente artículo se discuten las variables que influyen en el procesamiento termomecánico y enfriamiento, con el fin de crear rutas de proceso que tomen en cuenta la composición química, la optimización microestructural y las variables del proceso. Con estos parámetros, se podrán desarrollar aceros con resistencias superiores a 1 GPa, mediante el procesamiento termomecánico diseñado con ecuaciones constitutivas y los diagramas de Precipitación-Tiempo-Temperatura (PTT), considerando el efecto de la composición química en la cinética de recristalización dinámica, con esta información se podrán elegir parámetros de procesamiento y rutas de enfriamiento, mediante diagramas de transformación de enfriamiento continuo (CCT).*

## PALABRAS CLAVE:

Aceros microaleados, procesamiento termomecánico, diagramas CCT, diagramas PTT, enfriamiento.

## ABSTRACT

*This article presents the variables that influence thermomechanical and cooling processing, to create process routes that consider: chemical design, microstructural evolution optimization and process variables. From these parameters, low carbon steels with strengths above 1 GPa can be developed, by means of thermomechanical processing designed with constitutive equations and the Precipitation-Time-Temperature diagrams (PTT), considering the effect of chemical composition on dynamic recrystallization kinetics, this information will also enable the selection of processing parameters and different cooling paths from continuous cooling transformation diagrams (CCT).*

## KEYWORDS:

Microalloyed steels, thermomechanical processing, CCT, PTT, cooling.

## INTRODUCCIÓN

La industria del acero está en constante innovación, la directriz es mejorar la relación resistencia-ductilidad-ligereza en los aceros. Esto impacta a la industria automotriz, principalmente por las regulaciones emitidas para reducir el consumo de combustible para autos, para lo cual se requieren aceros con una resistencia más alta y buena ductilidad, siendo materiales clave para el futuro de la ingeniería liviana.

Para obtener este tipo de aceros se han planteado diversos métodos, siendo el procesamiento termomecánico el más estudiado por su fácil adaptación a la industria. Además, se debe tener en cuenta la composición química de los aceros, ya que afecta los mecanismos metalúrgicos que ocurren durante dicho procesamiento.

El principal componente microestructural de los aceros de bajo contenido de carbono ha sido tradicionalmente la ferrita equiaxial o poligonal, pero los desarrollos recientes han agregado otros componentes microestructurales importantes<sup>1</sup>. Generalmente los aceros de baja aleación y alta resistencia se denominan aceros microaleados con una adición entre el 0.05-0.15 % de elementos como Nb, V, Ti, Mo o B<sup>2</sup> los cuales pueden formar precipitados entre sí o carburos y nitruros, que a

su vez afectan la estabilidad de la austenita o de la ferrita, por lo que al modificar la composición química y la velocidad de enfriamiento durante el procesamiento, modificará también las distintas microestructuras que se puedan obtener en estos aceros.

Durante el conformado a elevadas temperaturas, uno de los principales beneficios de la austenita es la formabilidad que proporciona a los aceros. La microestructura austenítica responde a la deformación en caliente mediante varios mecanismos de deformación, recuperación, recristalización y crecimiento de grano, al igual que actúan distintos mecanismos se tiene una mayor cantidad de variables de las que dependen éstos, por lo que analizar este tipo de procesos se vuelve más complejo sobre todo al incluir una nueva variable para estudiar el efecto de la composición química<sup>3</sup>.

## LAMINACIÓN EN CALIENTE

Los procesos termomecánicos por si solos no conllevan un gran refinamiento de grano debido a la limitación en la modificación de las variables del proceso, no obstante, es factible actuar sobre la composición química y la temperatura de deformación. Para obtener las resistencias requeridas, se necesita un tamaño de grano austenítico fino al final de la laminación en caliente, por lo que se hace necesario conocer los mecanismos y fenómenos metalúrgicos, como la recristalización que promueve el refinamiento de grano, la cual se retrasa con la adición de elementos aleantes, y se tiene un mayor número de sitios de nucleación, lo que promueve la disminución del tamaño de grano. Otra de las formas en las que se puede conseguir una estructura refinada es mediante la precipitación de los elementos aleantes, estos controlan la microestructura austenítica, logrando inhibir los procesos de recristalización.

La laminación en caliente se puede clasificar en tres tipos: control de laminación convencional, control de laminación de recristalización y control de laminación de recristalización dinámica<sup>4</sup>.

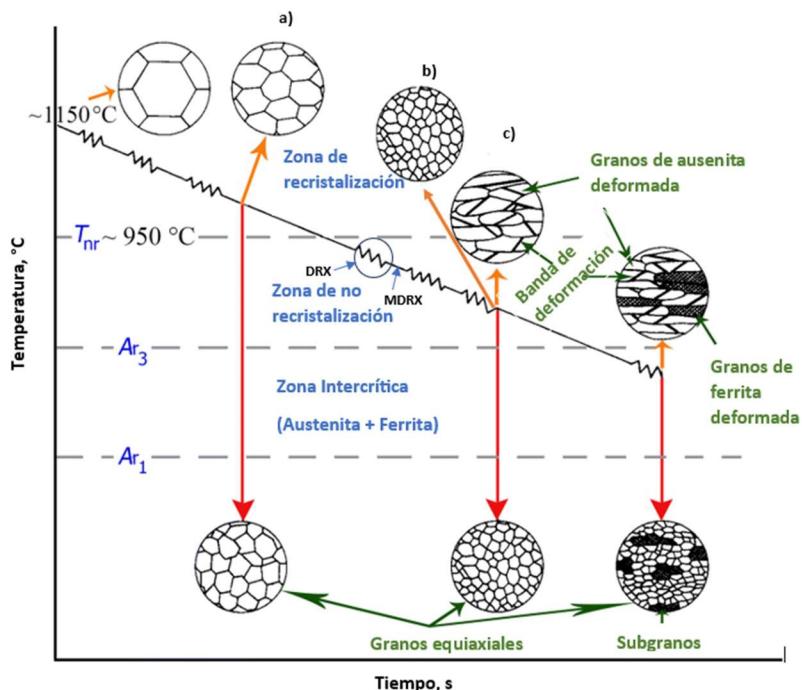


Fig. 1. Tipos de laminación mostradas mediante el cambio de temperaturas con respecto al tiempo en los diferentes tipos de laminación: (a) Laminado de recristalización controlada, (b) Laminación dinámica controlada y (c) Laminado convencional (Modificado)<sup>4</sup>.

Como se muestra en la figura 1, en el caso de (a) se obtendrá una recristalización completa, mientras que (b) se obtiene una microestructura recristalizada más fina que la del control de laminación de recristalización y en (c) se crea una microestructura austenítica deformada con pequeñas partículas precipitadas inducidas por la deformación.

## DEFORMACIÓN PLÁSTICA

En la deformación plástica en caliente se producen de manera simultánea un endurecimiento por deformación debido a los esfuerzos a los que está sometido el material en laminación y un ablandamiento debido a los procesos de restauración que se llevan a cabo debido a las altas temperaturas<sup>5</sup>.

Para simular los procesos industriales se suelen utilizar ensayos de compresión, tracción y torsión en caliente, de los cuales se obtienen curvas de fluencia que reflejan el comportamiento del material laminado en caliente.

Las curvas de esfuerzo-deformación obtenidas de estos ensayos se dividen en tres etapas, como se observa en la figura. 2, donde existe una etapa de endurecimiento y restauración dinámica, etapa de transición, cuando comienza la recristalización dinámica se observa una caída de tensión (que puede ser de forma continua o en forma de oscilaciones), y etapa de saturación o del estado estable.

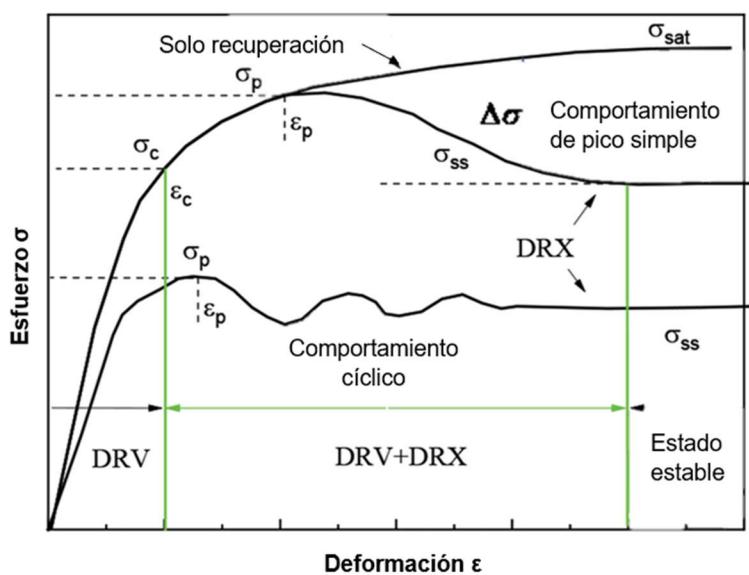


Fig. 2. Curva de esfuerzo deformación señalizando la recristalización dinámica discontinua en diferentes condiciones de deformación<sup>6</sup>.

Durante el conformado en caliente el mecanismo controlante al cual se deba la morfología de la microestructura resultante es la recristalización de la austenita; que es dependiente de la composición química, microestructura inicial y condiciones de deformación<sup>7</sup>. La recristalización dinámica ocurre durante la deformación a alta temperatura y al igual que la clásica, ocurre mediante nucleación y crecimiento de nuevos granos, dejando en claro que la recristalización y la deformación ocurren al mismo tiempo<sup>8</sup>.

La recristalización dinámica inicia antes de la deformación que aparece con el esfuerzo máximo, este inicio de recristalización se asocia con una deformación crítica ( $\epsilon_c$ ) la cual indica la cantidad de energía mínima que se necesita para rebasar la barrera y ocurra este fenómeno, esta energía suele verse como la energía que almacena el material al ser deformado y muestra una gran dependencia con la composición química del acero.

Para la creación de modelos del comportamiento del material durante la deformación en caliente, se tiene un modelo dividido en tres partes las cuales comprenden de acuerdo con la Fig. 2 la parte uno de endurecimiento y ablandamiento dinámico (antes de la deformación máxima), la parte dos que es el inicio de la recristalización dinámica (en la deformación máxima) y la parte tres que comprende la recristalización dinámica (después de la deformación máxima), este modelo está basado en un fundamento físico en él se habla sobre un balance de dislocaciones móviles, recordando que la fuerza impulsora de creación de dislocaciones es la deformación aplicada, mientras que a la temperatura elevada se reordenan y aniquilan de modo que queda expresada en la ecuación (1) del siguiente modo<sup>9</sup>:

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} |_{almacenadas} - \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} |_{restauradas} \quad (1)$$

El modelo de Estrin y Mecking<sup>10</sup> y Bergström<sup>11</sup> es el modelo más utilizado afirmando que se tiene que la velocidad de endurecimiento es una combinación lineal de dependencia con  $\sigma$  y con  $1/\sigma$ , por lo que la ecuación (1) se puede expresar de la siguiente manera en la ecuación (2):

$$\left(\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon}\right) = U - \Omega \rho \quad (2)$$

Donde  $U$  es el término de endurecimiento y  $\Omega$  es el término de ablandamiento y son independientes de  $\varepsilon$ . Siendo la parte 1 del modelo de endurecimiento y restauración dinámica como se observa en la ecuación (3):

$$\sigma = [\sigma_m^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_m^2) e^{-\Omega \varepsilon}]^{0.5} \quad (3)$$

Siendo  $\sigma_m$  el esfuerzo de estado estable de la curva esfuerzo deformación cuando solo ocurre una restauración en el grano. En el caso de aparición de recristalización dinámica puede suponerse en primera aproximación que  $\sigma_p = \sigma_m$ . Para que la ecuación (3) sea una verdadera ecuación constitutivas, los valores de  $\sigma_m$ ,  $U$  y  $\Omega$  deben depender de los parámetros del proceso que pueden estar contenidas en el parámetro de Zener-Hollomon ( $Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(-\frac{\Omega}{RT}\right)$ ). Se encontró que  $U$  (ecuación (4)) dependía de las condiciones del proceso de la siguiente manera:

$$(ab)^2 U = K_u \cdot d_0^{n_u} \cdot Z^{m_u} \quad (4)$$

Y para  $\Omega$  (ecuación (5)):

$$\Omega = K_\Omega \cdot d_0^{n_\Omega} \cdot Z^{m_\Omega} \quad (5)$$

Y para el inicio de recristalización dinámica y la parte 2 del modelo se expresa con la ecuación (6):

$$\varepsilon_P = K \cdot d_0^n \cdot Z^m \quad (6)$$

Donde  $K$  es el coeficiente de la deformación,  $d_0$  el tamaño de grano inicial,  $Z$  el parámetro de Zener-Hollomon,  $n$  y  $m$  los exponentes del tamaño de grano y  $Z$  respectivamente.  $K$ ,  $n$  y  $m$  son constantes del material que pueden depender de la composición química<sup>9</sup>.

La dependencia de  $\dot{\varepsilon}$  con  $\sigma_m$ , la deformación asociada con el esfuerzo máximo puede describirse con la ecuación (7):

$$\dot{\varepsilon} = A'''[\sinh(\alpha\sigma_m)]^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (7)$$

Donde  $A'''$  es una constante del material y  $\alpha$  la tensión inversa que marca el cambio de comportamiento potencial a exponencial  $n$  es el exponente de "creep".

Al mismo tiempo el parámetro  $Z$  donde la energía de activación dependerá de la composición química mediante la ecuación (8):

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (8)$$

Donde  $\dot{\varepsilon}$  es la velocidad de deformación,  $Q$  la energía de activación del proceso (en función de la composición química con la ecuación (9)),  $R$  constante de los gases y  $T$  como la temperatura a la cual se lleva a cabo el proceso.

$$Q = Q_{SD}(y_c; \{y_x\}) = Q_{SD}^0 + \alpha_c y_c^{Pc} + \sum_X \alpha_x y_x^{Px} \quad (9)$$

Donde  $Q_{SD}^0$  es la energía de activación de autodifusión en el hierro puro,  $y_c$  y  $y_x$  son la concentración de carbono y los elementos sustitucionales  $X$ , respectivamente;  $\alpha_c$ ,  $\alpha_x$ ,  $p_c$  y  $p_x$  son coeficientes empíricos.

Para la modelización de la parte 3 recristalización dinámica se asume un sentido físico-metalúrgico el cual asocia una proporcionalidad entre la curva esfuerzo-deformación y la fracción recristalizada y esta evolución tendrá una ecuación tipo Avrami<sup>12</sup>, ecuación (10):

$$X = 1 - \exp(-Bt^k) \quad (10)$$

Donde  $X$  es la fracción recristalizada,  $t$  es el tiempo, siendo  $B$  y  $k$  constantes que describen la cinética de recristalización dinámica.

Suponiendo que las fracciones de volúmenes transformadas son proporcionales a los ablandamientos, es posible deducir, a partir de las curvas de esfuerzo-deformación, la cinética de la transformación y, por lo tanto, expresar la evolución de  $\sigma$  con  $\varepsilon$  desde la tensión máxima  $\sigma_p$  hasta la del estado estable  $\sigma_m$  siguiendo una expresión similar a la de Avrami con la ecuación (11):

$$\sigma = \sigma_p - (\sigma_p - \sigma_m) \cdot \left[ 1 - \exp\left(-0.693 \cdot \left[\frac{\varepsilon - \varepsilon_p}{\dot{\varepsilon} \cdot t_{50\%}}\right]^k\right) \right] \quad (11)$$

Ecuación que sólo es válida para  $\varepsilon > \varepsilon_p$ .

Estas ecuaciones sirven para crear rutas de procesamiento de los aceros, y mediante herramientas como el análisis de elemento finito (FEM)<sup>13</sup>, poder llegar a conclusiones sobre el comportamiento en caliente de los aceros microaleados con diferentes porcentajes de Nb y Ti teniendo un acero con 4 veces más de Nb y Ti se observó un aumento en la resistencia máxima a la tensión y un gran comportamiento de resistencia a la tensión durante la laminación, siendo entonces clave las herramientas de modelación computacional ya que al tener precipitados distribuidos en la matriz estos afectarán la uniformidad en el ancho de la lámina y de igual manera cuando comienza a disminuir el espesor comienza a disminuir la sensibilidad a la caída de temperatura. Siendo posible a partir de condiciones de laboratorio poder desarrollar rutas de proceso con velocidades de deformación que se asemejen a los que se tiene a nivel industrial<sup>14</sup>.

Además, la recristalización metadinámica también puede darse ya que se tiene la suficiente energía para producir la recristalización dinámica sobrepasando la barrera de la deformación crítica y se detiene en algún punto, y estos crecen mediante migración de límite de grano lo que resulta en la recristalización estática más rápida puesto que no necesita un período de incubación, debido a que tienen los núcleos se heredan de la recristalización dinámica<sup>15,16</sup>.

Los diferentes tipos de recristalizaciones pueden estar presentes en los procesos termomecánicos, por lo que se deben de tomar en cuenta para diseñar el esquema de deformación, ya que la mayoría de los procesos tienen entre 7-12 pasadas<sup>17</sup>. Por lo que dependiendo de la ruta de proceso planteada se obtendrá la microestructura austenítica final, la cual podría ser totalmente recristalizada o parcialmente recristalizada, que a su vez tendrán influencia en la transformación de fase durante el enfriamiento.

Para iniciar la recristalización dinámica se pasa por un proceso de nucleación, que consiste en un mecanismo de migración de límite de grano inducido por deformación, uno de los mecanismos más reconocidos consiste en la migración de una parte del límite de grano de alto ángulo de desorientación<sup>18</sup>. Cabe recalcar que este movimiento de límites de grano tiene lugar debido a la heterogeneidad que tiene la microestructura causada por la deformación, la fuerza motriz creada por la diferencia en la cantidad de energía almacenada, es decir, la diferencia de densidad de dislocaciones después ocurre la coalescencia de subgranos. La forma más recurrente de nucleación es en forma de collar en los límites de grano existentes, para una recristalización de pico simple.

Independientemente de la nucleación, cuando ya se ha formado el núcleo, los límites de grano empiezan a migrar a la región de alta densidad de dislocaciones, eliminando la distorsión producida por el endurecimiento. Existen dos mecanismos que impiden el crecimiento: 1) Los mismos granos en crecimiento bloquean su crecimiento entre ellos y 2) los nuevos granos en el siguiente paso de deformación se endurecen, disminuyendo la fuerza motriz.

## INTERACCIÓN RECRYSTALIZACIÓN-PRECIPITACIÓN

La precipitación ocurre cuando hay elementos aleantes, sobre todo en los aceros microaleados, este fenómeno juega un papel fundamental en el control de la microestructura austenítica, ya que impide la recristalización. Esto ocurre debido a que la densidad de precipitados excede el número de densidad de dislocaciones; influye en la descomposición austenítica y, por lo tanto, en las propiedades mecánicas finales del acero.

La precipitación de los carburos, nitruros y/o carbonitruros de los microaleantes se produce en dos etapas (nucleación y crecimiento), la nucleación también ocurre en los sitios de alta energía, por lo que cuando el material se encuentra en un proceso termomecánico<sup>19</sup>, estos precipitados son inducidos por la deformación, cuando se aumenta la densidad de dislocaciones se disminuye el tiempo necesario para que inicie, sobre todo cuando se aplican mayores deformaciones. Por ende, el retraso o incluso la retención de la recristalización ocurre cuando la fuerza de anclaje de los precipitados supera la fuerza motriz para la recristalización del material.

La presencia de precipitados no cambia la morfología de las curvas de fluencia, pero si modifican el valor de deformación necesaria para obtener la recristalización, debido a que ambos procesos toman como fuerza motriz la deformación.

La figura 3, muestra los efectos de los elementos aleantes en la recristalización dinámica. En la curva se observa  $\varepsilon_p$  vs.  $\dot{\varepsilon}$ , tomando como referencia un acero sin aleantes y otro con la misma base, pero con elementos aleantes incluidos. Se observa que la aleación base tiene valores menores de  $\varepsilon_p$ , sin embargo, al agregar elementos aleantes la curva es desplazada hacia valores mayores, ello significa que con solo la presencia de los elementos aleantes en la austenita existe un retraso en la recristalización. A altas velocidades de deformación los elementos aleantes permanecen disueltos durante la recristalización, estos solutos retrasan la nucleación y crecimiento de granos mediante un mecanismo de arrastre de soluto (“drag effect”) relativamente débil, cabe recalcar que a estas velocidades de deformación no hay tiempo para la precipitación. Se produce un retraso más pronunciado a velocidades de deformación intermedias, debido a la interacción entre la precipitación y la recristalización, los límites de grano al ser sitios de alta energía se ven afectados por estos dos fenómenos uno en donde nuclean los nuevos precipitados y el otro donde los límites de grano intentan migrar para realizar la recristalización, sin embargo, estos límites de grano quedan anclados a los precipitados y ocurre ese retraso en la recristalización. Por último, a velocidades de deformación bajas, los precipitados se forman antes de la recristalización, por lo que se engruesan antes de la recristalización y si ya se han engrosado, ya no sirven como anclaje de los límites de grano y su efecto retardante es menor<sup>20</sup>.

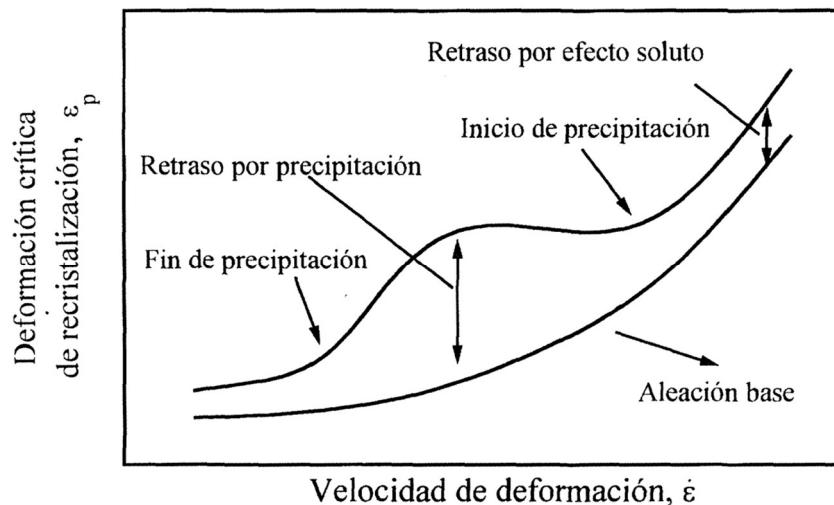


Fig. 3. Gráfica de un acero base y un acero microaleado  $\varepsilon_p$  vs.  $\dot{\varepsilon}$  (deformación correspondiente a la tensión máxima vs. velocidad de deformación)<sup>20</sup>.

El diagrama Recristalización – Precipitación – Temperatura – Tiempo, es utilizado para analizar esta interacción.

La figura 4 muestra la representación del diagrama RPTT, este diagrama,  $P_s$  y  $P_f$  representan el inicio y fin de la precipitación, 0.1 y 0.95 indican el comienzo y el fin de la recristalización. Existe una sección en este diagrama donde hay una interacción precipitación-recristalización y está dividida en tres regiones:

1. La recristalización tiene un comienzo y un fin sin que ocurra interacción entre los dos fenómenos. Las formas más comunes para que ocurra este tipo de recristalización son manteniendo altas temperaturas, bajas velocidades de deformación, manteniendo los elementos aleantes en solución sólida, pero llegando al esfuerzo crítico permitiendo el inicio de la recristalización<sup>17</sup>.

2. La recristalización sufre la influencia de la precipitación, estos mecanismos actúan al mismo tiempo<sup>22</sup>, sin embargo, la presencia de precipitados retrasa la recristalización. Cuando esta interacción llega a suceder con una fracción adecuada de precipitados, con un tamaño menor a 20 nm serán capaces de retrasar la recristalización<sup>23</sup>.

3. En la tercera etapa ocurre primero la precipitación y la recristalización no ocurre hasta superar la fuerza de anclaje de los precipitados, sin embargo, debido al tamaño de estos puede ser superada.

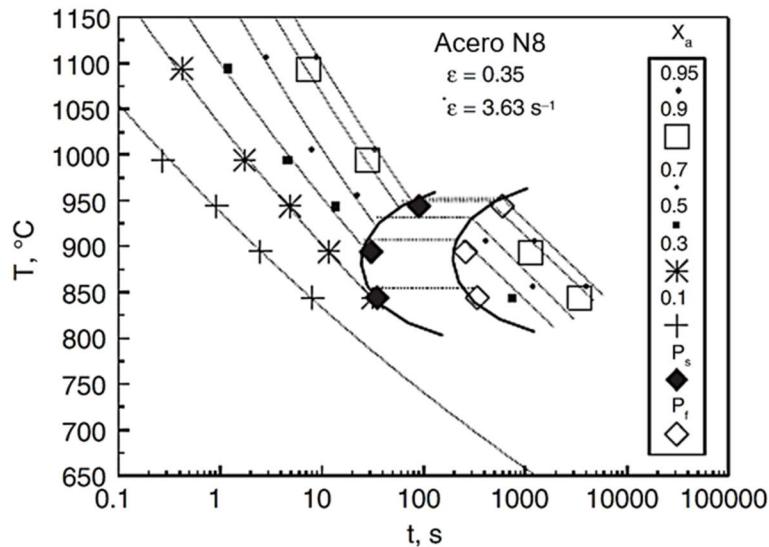


Fig. 4. Diagrama Recristalización-Precipitación-Tiempo-Temperatura (RPTT)<sup>21</sup>.

Adiciones de más elementos aleantes afectan a la cinética de precipitación, en la medida que afectan la difusividad o actividad química del elemento aleante considerado. Así, adiciones de Mn retrasan la cinética de precipitación de Nb (C, N), de VN y de Ti (C, N). En cambio, el B y el Si tienen efectos opuestos, es decir, aceleran la velocidad de precipitación, y en el caso del B, incluso traslada las temperaturas de disolución a valores superiores<sup>7</sup>.

Al disminuir las concentraciones de C y N se ralentiza la cinética de precipitación, aunque su efecto es menos importante que las disminuciones de los elementos sustitucionales, debido a que la baja movilidad de estos los hace controladores de la cinética de precipitación.

### FACTORES QUE INFLUYEN EN LA TRANSFORMACIÓN

El refinamiento de tamaño y la morfología del grano, es decir, el acondicionamiento austenítico, que tiene al pasar por el proceso de laminación en caliente y la rapidez de enfriamiento son los factores de control microestructural al final de todo el proceso.

La rapidez de enfriamiento tiene una fuerte influencia en la microestructura final del acero, esto se puede ver reflejado en los diagramas *TTT* o *CCT*, dependiendo de la rapidez de enfriamiento será la microestructura final. Estas transformaciones están relacionadas con el movimiento de los átomos, mientras más tiempo tengan para difundir, van a formar fases más estables a temperatura ambiente, por el contrario, si el enfriamiento es más rápido impide el movimiento de los átomos, llevando a la formación de fases adifusionales.

Otro factor importante es la microestructura inicial de la austenita: se considera el tamaño de grano austenítico y la cantidad de deformación retenida en el grano austenítico<sup>21</sup>. El tamaño inicial de los granos austeníticos tiene un efecto directo en la microestructura que se obtiene después de la transformación, dado que entre más límites de granos tiene esta, tiene un aumento la probabilidad de nucleación la nueva fase, por lo que la estructura final puede tener un tamaño de grano similar o menor al tamaño inicial de la austenita.

Al tener un grano deformado, también se tiene un grano con alta energía, debido a la formación de bandas de deformación, subgranos y defectos, por lo tanto, como se tiene un mayor número de sitios de nucleación, la transformación puede ocurrir a una temperatura más alta.

Los productos de transformación normalmente para los aceros de bajo carbono son identificados como ferrita poligonal (PF), perlita laminar (P) y degenerada (DP), ferrita cuasipoligonal (QF), ferrita granular (GF), ferrita bainítica (BF), martensita (M) e islas de martensita austenita (islas MA)<sup>24</sup>.

## EFFECTO DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA

Durante el procesado termomecánico, cada elemento de aleación tiene diferentes efectos dependiendo de su actividad química, la difusividad y la capacidad de formar precipitados, algunos de estos efectos se muestran en las tablas I y II.

Tabla I. Efecto de la composición química en la recristalización.

<sup>25</sup> Wray, 1984	Mayor cantidad de C favorece el crecimiento de grano. El C retarda levemente el inicio de recristalización.
<sup>26</sup> Yang et al., 2020	La adición de C causa un efecto de ablandamiento a velocidades de deformación bajas y un efecto de endurecimiento a velocidades de deformación altas.
<sup>27</sup> Siamak, Serajzadeh & Taheri, 2003	El aumento de C disminuye la energía de activación de la deformación y da como resultado una recristalización dinámica más rápida.
<sup>28</sup> C.W. Lee et al., 2016	La adición de V >0.125% en peso aumenta la energía de activación para la recristalización dinámica y la recristalización se suprime en condiciones de deformación alta.
<sup>29</sup> Kim et al.. 2020	El esfuerzo máximo y el esfuerzo crítico aumentan al aumentar el contenido de V, por lo tanto, en estos aceros se retrasa el inicio de la recristalización dinámica.
<sup>30</sup> Mayo et al., 2019	Se obtienen precipitados finos NbV y NbTiV, desde la austenita recristalizada, que podrán suprimir la restauración de la ferrita.
<sup>31</sup> Mejía et al., 2014	La adición de Nb inhibe la recristalización dinámica en un rango de 800-900°C. La adición de Mo provoca el retraso del inicio de la recristalización dinámica y modifica el comportamiento de la precipitación de Nb (C, N).
<sup>32</sup> W. Sun et al., 2002	El Ti, V y Nb contribuyen en ese orden a la deformación máxima y retrasan el inicio de la recristalización dinámica de los aceros base Mo.
<sup>33</sup> Reyes-Calderón et al., 2013	La adición de Nb, Ti y V genera microestructuras más finas y el efecto de refinamiento de grano recristalizado más importante se produce por la adición de Ti.
<sup>34</sup> Seo et al., 2020	Las adiciones de Nb y Mo tuvieron un efecto significativo en la influencia de tamaño de grano austenítico. Suprimieron el crecimiento anormal de grano de austenita.
<sup>35</sup> S.J. Lee & Lee, 2008	El Mo es más efectivo para prevenir el crecimiento de grano que el Ni o Cr. Los elementos de aleación: Ni, Cr, Mo, Mn y P segregan en el límite de grano de austenita.
<sup>36</sup> Kumar et al., 2018	La deformación crítica para la nucleación se logra más rápido al mejorar el acero con N.
<sup>37</sup> S. Serajzadeh & Karimi Taheri, 2002	El Si induce un aumento en la energía de activación de la deformación en caliente. Lo que a su vez conduce al aplazamiento de la recristalización dinámica.
<sup>38</sup> Cabañas et al., 2006	El incremento en Mn retrasa el inicio de la recristalización y ralentiza la migración de los límites de grano de la austenita.

Tabla II. Efecto de la composición química en la transformación de fase.

<sup>41</sup> Pohjonen et al., 2018	El Si y Nb promueven la formación de ferrita. El C, Mn, Cr y Mo retardan la transformación de fase de ferrita. El C y Mn son estabilizadores de la austenita. El Mo retrasa la transformación a ferrita y perlita. El V promueve la formación de ferrita en condiciones de deformación. El Cu retarda las transformaciones en condiciones de deformación. El Nb promueve la formación de la ferrita en el material completamente recristalizado, pero tiene un efecto opuesto para el material en condiciones de deformación.
<sup>42</sup> Alvarez Moreno, 1992	Todos los elementos de aleación tienden a bajar la temperatura de inicio de transformación martensítica, excepto el Co y Al. Siendo el Mn y Cr los que más influencia tiene.
<sup>43</sup> Zhang et al., 2006	Al aumentar el C equivalente provoca un desplazamiento de las temperaturas de formación de ferrita y perlita hacia el lado derecho y la formación de bainita y martensita hacia las temperaturas más bajas del diagrama.
<sup>44</sup> Li et al., 2007	El Si y Mn hacen que las curvas de la perlita y la bainita se mueve a la derecha. El Si contribuye a la estabilidad de la austenita. El Mn decrece la temperatura de inicio de martensita.
<sup>45</sup> Neugebauer et al., 2011	El Mo y Cr muestran una influencia en la extensión de la región bainítica. El C y B mostraron una mejora en la templabilidad más no un efecto en el diagrama CCT.
<sup>46</sup> Grina et al., 2015	Las adiciones de Mo, Cr y B incrementan la resistencia de los aceros impidiendo la formación de la ferrita y promoviendo la bainita. El efecto de los elementos de aleación en la supresión de la formación de ferrita es Cr<Mo<B.
<sup>47</sup> Ali & Rashed, 2019	El Ti favorece a la formación de ferrita y suprime la formación de martensita y bainita.

De este modo, la metodología para desarrollar aceros constará de dos fases, la fase 1 que se enfocará en el acondicionamiento austenítico en la laminación en caliente junto con todos los fenómenos metalúrgicos que se presentan y la fase 2 que se encargará de la microestructura de trabajo que se deseé mediante el control de parámetros de procesamiento en la mesa de enfriamiento para las transformaciones de fase, como se muestra en la figura 5, por lo que nos permitirá saber el comportamiento del acero en caliente y poder así llegar a las propiedades deseadas.



Fig. 5. Diagrama para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

## CONCLUSIONES

La mayoría de las investigaciones se han enfocado en el efecto cualitativo de los elementos de aleación y la mayoría de las adiciones de los elementos aleantes en forma individual, por lo que los futuros trabajos se deberán enfocar en analizar los efectos combinados que tienen los elementos aleantes tomando en cuenta la interacción de los procesos de precipitación y recristalización, así como las ecuaciones constitutivas de acuerdo a las variables del proceso y composición química, siendo así que estas ecuaciones podrían ser la pauta para mejorar el diseño químico de aceros en un futuro.

A partir de la información presentada se podrán crear diseños con los parámetros críticos del procesamiento termomecánico, de los cuales los más importantes son el diseño químico, la obtención de precipitados finos y distribuidos uniformemente para que ayuden al incremento de las propiedades mecánicas, una adecuada cantidad de solutos para retardar la movilidad de la frontera de grano en la recristalización, la optimización de la evolución microestructural, el diseño del procesamiento termomecánico (tiempo entre pasadas, pasos de deformación, teniendo en cuenta las restricciones físicas que están conectadas a la capacidad de las herramientas y su control) y un diseño de la ruta de enfriamiento. Los elementos anteriormente mencionados determinarán la estructura de enfriamiento y, por lo tanto, las propiedades mecánicas del acero.

## REFERENCIAS

1. Krauss, G. Steels: Processing, Structure, and Performance. 2.<sup>a</sup> ed., ASM International, 2015.
2. Sun, L., Liu, X., Xu, X., et al. "Review on niobium application in microalloyed steel." *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 29, 2022, pp. 1513–1525. <https://doi.org/10.1007/s42243-022-00789-1>
3. Jiménez Lugos, J. C. Modelado de deformación en caliente de acero bajo carbono en la zona intercritica. Tesis de maestría, Instituto Politécnico Nacional, 2017.
4. Nasiri, Z., Ghaemifar, S., Naghizadeh, M., & Mirzadeh, H. "Thermal Mechanisms of Grain Refinement in Steels: A Review." *Metals and Materials International*, 2020. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00700-1>
5. Dieter, G. E., Kuhn, H. A., & Semiatin, S. L. *Handbook of Workability and Process Design*. ASM International, 2003.
6. Gao, X., Wu, H., Liu, M., Zhang, Y., & Zhou, X. "Dynamic recovery and recrystallization behaviors of C71500 Copper-Nickel alloy under hot deformation." *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 29, no. 11, 2020, pp. 7678–7692. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05221-x>
7. Altamirano Guerrero, G. Estudio de la deformación plástica en caliente de aceros avanzados de ultra-alta resistencia (A-UHSS) microaleados con boro. Tesis doctoral, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, 2014. [http://bibliotecavirtual.dgb.umich.mx:8083/xmlui/handle/DGB\\_UMICH/1298](http://bibliotecavirtual.dgb.umich.mx:8083/xmlui/handle/DGB_UMICH/1298)
8. Li, Y., Song, R., Wen, E., & Yang, F. "Hot deformation and dynamic recrystallization behavior of Austenite-Based Low-Density FE–MN–AL–C steel." *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, vol. 29, no. 5, 2016, pp. 441–449. <https://doi.org/10.1007/s40195-016-0406-1>
9. Cabrera, J., & Prado, J. "Simulación de la fluencia en caliente de acero mediante el uso de ecuaciones constitutivas." *Scientia Et Technica*, vol. 2, no. 39, 2008, pp. 182–187. <https://doi.org/10.22517/23447214.3181>
10. Estrin, Y., & Mecking, H. "A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models." *Acta Metallurgica*, vol. 32, no. 1, 1984, pp. 57–70. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90202-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90202-5)
11. Bergström, Y. "A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline  $\alpha$ -Fe." *Materials Science and Engineering*, vol. 5, no. 4, 1970, pp. 193–200. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(70\)90081-9](https://doi.org/10.1016/0025-5416(70)90081-9)

12. Jonas, J. J., Quelennec, X., Jiang, L., & Martin, É. "The Avrami kinetics of dynamic recrystallization." *Acta Materialia*, vol. 57, no. 9, 2009, pp. 2748–2756. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.02.033>
13. Li, K., Shao, J., Yao, C., et al. "Effect of NB-TI microalloyed steel precipitation behavior on hot rolling strip shape and FEM simulation." *Materials*, vol. 17, no. 3, 2024, p. 651. <https://doi.org/10.3390/ma17030651>
14. Eskandari, H., Reihanian, M., & Zaree, S. A. "Constitutive Modeling, Processing Map Optimization, and Recrystallization Kinetics of high-grade X80 pipeline steel." *Journal of Materials Research and Technology*, 2024. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.09.217>
15. Sun, W. P., & Hawbolt, E. B. "Comparison between Static and Metadynamic Recrystallization." *ISIJ International*, vol. 37, no. 10, 1997, pp. 1000–1009. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.37.1000>
16. Ding, S., et al. "Further understanding of metadynamic recrystallization through thermomechanical tests and EBSD characterization." *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 299, 2021, p. 117359. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117359>
17. Palmiere, E. J., Mahfouf, M., & Pinna, C. *International Conference on Thermomechanical Processing: Mechanics, Microstructure & Control: 23–26 June 2002, the University of Sheffield, England: Conference Proceedings*. Department of Engineering Materials, University of Sheffield, 2003. <https://books.google.com.mx/books?id=JI2oAAAACAAJ>
18. Rios, P. R., Siciliano, F., Jr., Sandim, H. R. Z., Plaut, R. L., & Padilha, A. F. "Nucleation and growth during recrystallization." *Materials Research*, vol. 8, no. 3, 2005, pp. 225–238. <https://doi.org/10.1590/s1516-14392005000300002>
19. Skobir, D. A. "High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steels." *Materials and Technology*, vol. 45, 2011, pp. 295–301.
20. Cabrera, J. M., Omar, A. A., & Prado, J. M. "Simulación de la fluencia en caliente de un acero microaleado con un contenido medio de carbono. II parte. Recristalización dinámica: inicio y cinética." *Revista De Metalurgia*, vol. 33, no. 3, 1997, pp. 143–152. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.1997.v33.i3.857>
21. Medina, S. F., Quispe, A., & Gómez, M. "Precipitation model in microalloyed steels both isothermal and continuous cooling conditions." *Revista De Metalurgia*, vol. 51, no. 4, 2015, e056. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.056>
22. Siciliano, F., & Jonas, J. J. "Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels." *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, no. 2, 2000, pp. 511–530. <https://doi.org/10.1007/s11661-000-0287-8>
23. Zeng, Z., et al. "Effect of Nb content and thermal deformation on the microstructure and mechanical properties of high-strength anti-seismic rebar." *Materials Science and Engineering A*, vol. 840, 2022, p. 142929. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142929>
24. Primo, G. L. Efecto de los parámetros de laminación y post-tratamiento térmico por inducción en la mejora de propiedades mecánicas de aceros microaleados. Universidad de Navarra, 2017. <https://dadun.unav.edu/bitstream/10171/45292/1/Gorka%20Larzabal.pdf>
25. Wray, P. J. "Effect of composition and initial grain size on the dynamic recrystallization of austenite in plain carbon steels." *Metallurgical Transactions A*, vol. 15, no. 11, 1984, pp. 2009–2019. <https://doi.org/10.1007/bf02646835>
26. Yang, Y., Zhao, X., Dong, C., & Zhao, X. "Influence of hot deformation and precipitates on the recrystallization of NB-V-Ti Free-Cutting steel." *Metals*, vol. 10, no. 12, 2020, p. 1587. <https://doi.org/10.3390/met10121587>
27. Serajzadeh, S., & Taheri, A. K. "Effect of carbon on the kinetics of dynamic restoration and flow behavior of carbon steels." *Mechanics of Materials*, vol. 35, no. 7, 2003, pp. 653–660. [https://doi.org/10.1016/s0167-6636\(02\)00291-0](https://doi.org/10.1016/s0167-6636(02)00291-0)

28. Lee, C. W., Seong, H. G., & De Cooman, B. C. "Effect of vanadium on the hot deformation behavior of Vanadium-Microalloyed steel for thin slab direct rolling." *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 47, no. 7, 2016, pp. 3649–3663. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3512-9>
29. Kim, K., Du, L., Choe, H., Lee, T., & Lee, G. "Influence of vanadium content on hot deformation behavior of Low-Carbon boron microalloyed steel." *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, vol. 33, no. 5, 2020, pp. 705–715. <https://doi.org/10.1007/s40195-020-01005-3>
30. Mayo, U., Isasti, N., Rodriguez-Ibabe, J. M., & Uranga, P. "Interaction between Microalloying Additions and Phase Transformation during Intercritical Deformation in Low Carbon Steels." *Metals*, vol. 9, no. 10, 2019, p. 1049. <https://doi.org/10.3390/met9101049>
31. Mejía, I., Salas-Reyes, A., Bedolla-Jacuinde, A., Calvo, J., & Cabrera, J. "Effect of Nb and Mo on the hot ductility behavior of a high-manganese austenitic Fe–21Mn–1.3Al–1.5Si–0.5C TWIP steel." *Materials Science and Engineering A*, vol. 616, 2014, pp. 229–239. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.08.030>
32. Sun, W., Lu, C., Tieu, A., Jiang, Z., Liu, X., & Wang, G. "Influence of Nb, V and Ti on peak strain of deformed austenite in Mo-based micro-alloyed steels." *Journal of Materials Processing Technology*, vols. 125–126, 2002, pp. 72–76. [https://doi.org/10.1016/s0924-0136\(02\)00287-x](https://doi.org/10.1016/s0924-0136(02)00287-x)
33. Reyes-Calderón, F., Mejía, I., Boulaajaj, A., & Cabrera, J. "Effect of microalloying elements (Nb, V and Ti) on the hot flow behavior of high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel." *Materials Science and Engineering A*, vol. 560, 2012, pp. 552–560. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.09.101>
34. Seo, E. J., Speer, J. G., Matlock, D. K., & Cryderman, R. L. "Effect of Mo in Combination with Nb on Austenite Grain Size Control in Vacuum Carburizing Steels." *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 29, no. 6, 2020, pp. 3575–3584. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04751-8>
35. Lee, S., & Lee, Y. "Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels." *Materials & Design* (1980–2015), vol. 29, no. 9, 2008, pp. 1840–1844. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.03.009>
36. Kumar, S., Aashranth, B., Samantaray, D., Davinci, M. A., Borah, U., & Bhaduri, A. "Influence of nitrogen on kinetics of dynamic recrystallization in Fe-Cr-Ni-Mo steel." *Vacuum*, vol. 156, 2018, pp. 20–29. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.07.010>
37. Serajzadeh, S., & Taheri, A. K. "An investigation of the silicon role on austenite recrystallization." *Materials Letters*, vol. 56, no. 6, 2002, pp. 984–989. [https://doi.org/10.1016/s0167-577x\(02\)00659-6](https://doi.org/10.1016/s0167-577x(02)00659-6)
38. Cabañas, N., Penning, J., Akdut, N., & De Cooman, B. C. "High-temperature deformation properties of austenitic Fe-Mn alloys." *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37, no. 11, 2006, pp. 3305–3315. <https://doi.org/10.1007/bf02586165>
39. Maruyama, N., Uemori, R., & Sugiyama, M. "The role of niobium in the retardation of the early stage of austenite recovery in hot-deformed steels." *Materials Science and Engineering A*, vol. 250, no. 1, 1998, pp. 2–7. [https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(98\)00528-0](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(98)00528-0)
40. Abrahamson, E. P., & Blakeney, B. S. Jr. "The effect of dilute transition element additions on the recrystallization of Iron." *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 218, 1960, pp. 1101–1104.
41. Pohjonen, A., Somani, M., & Porter, D. "Effects of chemical composition and austenite deformation on the onset of ferrite formation for arbitrary cooling paths." *Metals*, vol. 8, no. 7, 2018, p. 540. <https://doi.org/10.3390/met8070540>
42. Álvarez Moreno, L. F. Transformaciones de inequilibrio producidas por ciclos anisotérmicos en aceros inoxidables martensíticos tipo 13Cr y 14CrMoV. Universidad Complutense de Madrid, 1991. <http://hdl.handle.net/10261/110786>
43. Zhang, M., Li, L., Fu, R., Krizan, D., & De Cooman, B. "Continuous cooling transformation diagrams and properties of micro-alloyed TRIP steels." *Materials Science and Engineering A*, vols. 438–440, 2006, pp. 296–299. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.128>

44. Li, Z., Wu, D., Lv, H., & Fang, S. "Continuous cooling transformation behaviour of C-SI-MN TRIP Steel." *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 14, no. 5, 2007, pp. 277–281. [https://doi.org/10.1016/s1006-706x\(08\)60094-1](https://doi.org/10.1016/s1006-706x(08)60094-1)
45. Neugebauer, R., Rautenstrauch, A., & Garcia, E. M. "Influence of the alloying elements on phase transitions of high strength steels." *Advanced Materials Research*, vol. 337, 2011, pp. 358–362. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.337.358>
46. Grina, O., Fonstein, N., Yakubovsky, O., Panahi, D., Bhattacharya, D., & Jansto, S. "The influence of Mo, Cr and B alloying on phase transformation and mechanical properties in Nb added high strength dual phase steels." *7th Int. Conf. High Strength Low Alloy Steels (HSLA Steels 2015), Microalloying 2015, Offshore Eng. Steels 2015*, vol. 1, 2015, pp. 237–245. [https://doi.org/10.1007/978-3-319-48767-0\\_24](https://doi.org/10.1007/978-3-319-48767-0_24)
47. Ali, N., & Al Rashed, H. M. M. "Modeling effects of Ti and Nb on phase transformation of low carbon steel." *International Conference on Mechanical, Industrial and Materials Engineering 2019 (ICMIME2019)*, 2019, pp. 408–410. <https://icmime-ruet.ac.bd/2019/DIR/Contents/Technical%20Papers/Material%20Science/MS-17.pdf>

# Estudio de la nanoindentación de recubrimientos delgados $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$

Alejandra I. Vallejo Martínez<sup>A</sup>, Luis A. Reyes Osorio<sup>B</sup>, Iván Eleazar Moreno Cortéz<sup>A</sup>, Luis López Pavón<sup>A</sup>

<sup>A</sup>Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México.

<sup>B</sup>Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Centro de Investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica, Apodaca, Nuevo León, México.

luis.reyessr@uanl.edu.mx, ivan.morenocr@uanl.edu.mx, luis.lopezpv@uanl.edu.mx,  
Autor de correspondencia: alejandra.vallejom@uanl.edu.mx,

## RESUMEN

Las aleaciones de aluminio son ampliamente utilizadas en aplicaciones estructurales debido a sus buenas propiedades mecánicas. Sin embargo, presentan limitaciones en resistencia al desgaste y a la corrosión. En este trabajo, se propone el uso de recubrimientos de  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$  aplicados mediante la técnica sol-gel para mejorar el comportamiento mecánico y electroquímico de la aleación Al 6061-T6. Se realizaron ensayos de nanoindentación sobre películas depositadas, obteniéndose un incremento del 15.49% en el módulo de elasticidad respecto al sustrato sin recubrimiento. Paralelamente, se desarrolló un modelo numérico basado en elementos finitos (FEM) con geometría axisimétrica 2D para la predicción del proceso de nanoindentación y su distribución de esfuerzos y deformaciones. Los resultados simulados mostraron una buena aproximación con las pruebas experimentales, validando el enfoque computacional como herramienta útil para estudiar el comportamiento mecánico de recubrimientos delgados. Este enfoque integrado ofrece una metodología integral para evaluar la viabilidad de recubrimientos funcionales sobre aleaciones ligeras en aplicaciones aeronáuticas.

## PALABRAS CLAVE

Nanoindentación, aluminio 6061-T6,  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$ , Análisis de Elementos Finitos.

## ABSTRACT

Aluminum alloys, particularly Al 6061-T6, are widely used in structural applications due to their remarkable mechanical properties. However, their relatively low hardness and corrosion resistance limit their use in aggressive environments. To address these drawbacks, this study investigates the deposition of  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$  thin films on Al 6061-T6 substrates using the sol-gel method to enhance their mechanical and electrochemical performance. Nanoindentation tests were conducted to determine hardness and elastic modulus. Additionally, a finite element model (FEM) was developed to simulate the nanoindentation process using an axisymmetric 2D geometry. The experimental results revealed an elastic modulus of 79.69 GPa for the coated system, indicating a significant improvement over the uncoated substrate. The numerical simulation successfully replicated the experimental load-displacement curves and provided insights into the stress distribution and deformation mechanisms. This combined experimental-numerical approach offers a robust methodology for analyzing the mechanical behavior of thin films and contributes to the optimization of protective coatings for lightweight structural materials.

## KEYWORDS

Nanoindentation, aluminum 6061-T6,  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$ , Finite Elements Analysis.

## INTRODUCCIÓN

El aluminio y sus aleaciones han sido objeto de creciente interés debido a su combinación única de ligereza, alta conductividad térmica y eléctrica, así como su buena capacidad de conformado.<sup>1-4</sup> Sin embargo, su relativa baja dureza, resistencia al desgaste y, en algunos casos, su sensibilidad a la corrosión,<sup>5</sup> han motivado el desarrollo de recubrimientos funcionales que puedan mejorar su desempeño en condiciones extremas, sobre todo durante su uso en la industria aeroespacial, automotriz y electrónica.

El titanio y sus aleaciones se han popularizado como componentes estructurales debido a sus buenas propiedades mecánicas, así como su resistencia a la corrosión.<sup>4</sup> Sin embargo, los altos costos y la dificultad que presenta su manufactura suponen severas limitaciones para su uso extendido. Por estas razones, la posibilidad de realizar recubrimientos de titanio en componentes y estructuras de aluminio se presenta como una alternativa prometedora para lograr un equilibrio entre las características mencionadas anteriormente.

Como se mencionó anteriormente, uno de los principales problemas relacionados con el uso de aleaciones de aluminio es su baja resistencia a la corrosión. La deposición de materiales sobre sustratos de aluminio con el objetivo de mejorar sus propiedades electroquímicas ha sido estudiada ampliamente. En este sentido, el dióxido de titanio (TiO<sub>2</sub>) se destaca por ser un excelente material anticorrosivo debido a su estabilidad química, resistencia térmica y baja conductividad. En la actualidad, el TiO<sub>2</sub> se emplea en la protección por recubrimiento contra la corrosión en metales utilizando diferentes técnicas de deposición.<sup>6</sup>

En este marco, la técnica de nanoindentación se presenta como una herramienta versátil y precisa para evaluar las mejoras mecánicas inducidas por este tipo de recubrimientos.<sup>5</sup> Esta técnica ha adquirido relevancia como parte esencial en la caracterización de las propiedades mecánicas de este tipo de recubrimientos a micro y nanoscala, permitiendo evaluaciones precisas sin comprometer la integridad estructural. Sin embargo, esta técnica no proporciona información de los mecanismos de deformación inducidos por la indentación, ni la distribución de esfuerzos dentro del sistema recubrimiento/sustrato que, desde un punto de vista práctico, es de relevancia para evaluar el estado de esfuerzos durante el desarrollo de recubrimientos. Desde esta perspectiva, el modelado por elementos finitos (FEM) se presenta como una herramienta complementaria, no únicamente para la determinación de las propiedades mecánicas de películas delgadas, sino también para el análisis de la distribución de esfuerzos dentro del sistema y su interfaz durante el proceso de nanoindentación, algo conveniente al momento de explicar la formación de grietas y el fenómeno de delaminación.<sup>7</sup>

Sin embargo, la simulación del proceso de nanoindentación suele ser un proceso complejo debido a su comportamiento no lineal. Asimismo, la rugosidad superficial influye significativamente en los resultados de nanoindentación. La rugosidad puede generar errores en la estimación del área de contacto, la dispersión de resultados y el inicio de plastificación local. Recientemente, Cheng *et al.*<sup>8</sup> combinaron pruebas experimentales de nanoindentación con un análisis FEM axi-simétrico en 2D. La parte experimental permitió determinar propiedades mecánicas del sistema, como el módulo de elasticidad, la dureza y las curvas de carga-desplazamiento (P-h). Por su parte, el análisis FEM se utiliza para predecir las curvas de carga-desplazamiento y dureza-profundidad.<sup>9</sup> En este sentido, el presente trabajo se enfoca en el desarrollo de un modelo numérico capaz de reproducir el comportamiento de carga-descarga durante el proceso de nanoindentación. Las simulaciones desarrolladas permitieron replicar con precisión las principales características observadas en los experimentos de nanoindentación, validando su viabilidad como una herramienta para estudiar la deformación mecánica de películas delgadas de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> depositadas sobre sustratos de aluminio Al 6061-T6. Este enfoque computacional, aporta una contribución significativa al entendimiento del comportamiento mecánico de recubrimientos nanoestructurados SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>.

## MATERIALES Y MÉTODOS

Se fabricaron y seccionaron muestras de Al 6061-T6 con medidas de 25 mm x 25 mm y 7 mm de espesor. Las piezas se pulieron para obtener un acabado superficial adecuado. Se utilizó espectroscopia de energía dispersa (EDS) para obtener la composición química de los principales elementos que conforman la aleación de aluminio Al 6061-T6: Al 85.45%, Mg 3.1%, Zn 6.15%, Cu 5.25%. El sustrato se caracterizó morfológicamente con un microscopio óptico ZEISS Observer Z1 y también se utilizó un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6510LV para determinar la morfología a nanoscala de los recubrimientos de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>.

Los recubrimientos se desarrollaron mediante el proceso sol-gel.<sup>10</sup> Se utilizó tetraetoxisilano (TEOS) de Sigma Aldrich y etanol (EtOH) de Baker en una proporción de 1:1. Posteriormente, se añadió agua desionizada y ácido nítrico, como catalizador, además de 3% en peso de nanopartículas de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> previamente funcionalizadas. La mezcla se agitó hasta completar la hidrólisis. Para depositar el recubrimiento sobre el sustrato de aluminio 6061-T6, se utilizó la técnica de recubrimiento por inmersión con una velocidad de 0.125 mm/seg. Después de la deposición, las muestras recubiertas se secaron a 180 °C durante 10 minutos, para permitir la evaporación de los disolventes. Finalmente se sometieron a un tratamiento térmico a 300 °C durante dos horas, con el objetivo de densificar y eliminar las imperfecciones en el recubrimiento.

El análisis superficial desarrollado se basó en el valor de la rugosidad media (Ra) medida en micrómetros entre los puntos analizados. Las películas de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> se analizaron sobre sustratos de Al 6061-T6, registrando mediciones de espesor mediante la técnica de escalón para evaluar el espesor promedio. Las mediciones de rugosidad y espesor de las películas de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> se realizaron mediante un perfilómetro Brucker Contour GT, permitiendo medir el espesor para cada punto en el campo de visión, destacando las variaciones de espesor y uniformidad a lo largo de un área de hasta 50 mm<sup>2</sup>. Adicionalmente, se registró la morfología tanto de la superficie de la película como del sustrato.

Los ensayos de nanoindentación se realizaron en un nanoindentador CSM Instruments NHTX S/N: 50-00191, se utilizó una punta de diamante tipo Berkovich y se seleccionó una profundidad mínima de resolución de 0.04 μm, los parámetros en los ensayos se muestran en la tabla I. Para la estimación de las propiedades de las películas delgadas de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> se seleccionaron aquellos valores en los que el nanoindentador no superó más del 20% del espesor del recubrimiento, evitando así la interferencia del sustrato. Se buscó que la penetración del nanoindentador en el recubrimiento estuviera entre 100 y 250 nm, tomando en consideración que la profundidad de penetración debe ser del 10% al 25% del espesor del recubrimiento para evitar la interferencia del sustrato.<sup>11</sup>

Tabla I. Parámetros utilizados durante las pruebas de nanoindentación.

Parámetros Nanoindentación	
Carga máxima (mN)	5
Velocidad de carga (mN/min)	10
Velocidad de descarga (mN/min)	10
Tiempo de estancia (seg)	2

## METODOLOGÍA OLIVER Y PHARR

El método de Oliver y Pharr<sup>11</sup> es una técnica ampliamente utilizada para analizar datos de nanoindentación y determinar propiedades mecánicas como dureza (H) y módulo de elasticidad reducido (Er) a partir de curvas carga-desplazamiento, ver figura 1. El método se basa en extraer H y Er de la curva de descarga en nanoindentación, asumiendo que la respuesta inicial del material durante la descarga es elástica y que la geometría del indentador puede aproximarse a un cono equivalente.

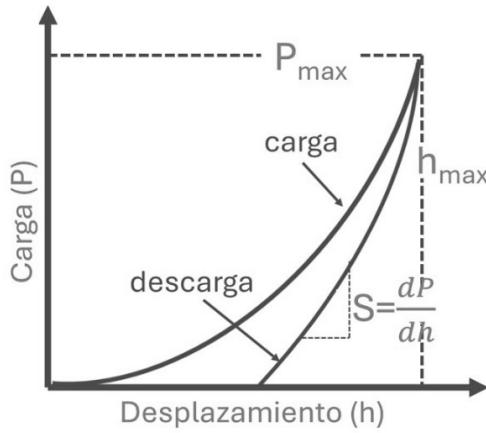


Fig. 1 ilustración de la curva de carga-desplazamiento durante nanoindentación.

Se obtuvo el módulo de elasticidad del recubrimiento de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> utilizando la metodología propuesta por Oliver y Pharr. Los pasos de esta metodología incluyen:

1. Obtención de la curva carga-desplazamiento. Se aplica una carga  $P$  al indentador y se registra el desplazamiento  $h$  en la muestra. Se obtiene una curva de carga y descarga (ver la figura 1). El punto más alto de la curva representa la carga máxima  $P_{max}$  y la profundidad máxima  $h_{max}$ .
2. Determinación de la pendiente de descarga inicial (rigidez del contacto). La pendiente de la curva de descarga justo al inicio del retiro de la carga (en  $P_{max}$ ) se denomina rigidez  $S$ , y se obtiene como:

$$S = \frac{dP}{dh} |_{h=h_{max}} \quad (1)$$

3. Cálculo de la profundidad de contacto  $h_c$ . Se estima usando la siguiente expresión:

$$h_c = h_{max} - \varepsilon \frac{P_{max}}{S} \quad (2)$$

donde  $\varepsilon$  depende de la geometría del indentador (para indentador tipo Berkovich,  $\varepsilon \approx 0.75$ )

4. Cálculo del área de contacto proyectada  $A(h_c)$ . Se usa la geometría del indentador para relacionar  $h_c$  con el área de contacto. Para un indentador Berkovich ideal:

$$A(h_c) = 24.5h_c^2 \quad (3)$$

5. Cálculo del módulo reducido  $E_r$ . A partir de la rigidez y el área de contacto:

$$E_r = \frac{1}{2\sqrt{\pi}} \cdot \frac{S}{\sqrt{A(h_c)}} \quad (4)$$

6. Obtención del módulo de elasticidad del material  $E$ . Si se conoce el módulo del indentador  $E_i$  (para diamante  $E_i=1141$  GPa) y su coeficiente de Poisson  $v_i$ , se aplica la fórmula:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1-v^2}{E} + \frac{1-v_i^2}{E_i} \quad (5)$$

Despejando  $E$ , y conociendo la razón de Poisson del material, el módulo de elasticidad del material se obtiene corrigiendo el efecto del indentador.

## MODELO NUMÉRICO

Se desarrolló un modelo numérico en ANSYS Mechanical APDL para investigar el comportamiento de deformación inducido por el proceso nanoindentación en películas delgadas  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$  sobre el sustrato de aluminio 6061-T6. El modelo de elementos finitos incluye la interacción de la película-sustrato. La simulación no sólo permitió observar el comportamiento de las curvas carga-desplazamiento ( $P-h$ ), sino que además mostró información de las zonas de esfuerzo y de deformación, así como el perfil de indentación. Con la finalidad de simular correctamente el fenómeno de nanoindentación, se realizó un análisis de contacto utilizando elementos objetivo en la superficie del recubrimiento y elementos de contacto en la superficie interna del indentador. La geometría del modelo se simplificó a un modelo 2D, y se propuso que el ancho y el espesor del sustrato de Al 6061-T6 fueran de 10,000 y 7,000 nm, respectivamente, con un grosor de la película delgada de  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$  de 1,000 nm. Estos valores se especificaron de acuerdo con los parámetros de los especímenes fabricados para las pruebas experimentales de nanoindentación. Las simulaciones se realizaron con un indentador cónico axisimétrico 2D, equivalente a un indentador Berkovich. Las características del indentador simulado se consideraron con base en las propiedades del diamante y dimensiones de 2,500 nm de altura y 3,700 nm de ancho. Para definir el modelo axisimétrico, se consideró un ángulo de  $68^\circ$  que tuviera la misma superficie de contacto que el indentador Berkovich utilizado en las pruebas experimentales. La tabla II muestra las propiedades mecánicas del indentador, recubrimiento  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$  y sustrato de Al 6061-T6.

Tabla II. Propiedades de los materiales utilizados durante las pruebas de nanoindentación.

Material	Módulo de Young (E)	Razón de Poisson (v)
Diamante	1,141,000 MPa	0.07
$\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$	81,171 MPa	0.265
Al 6061-T6	69,000 MPa	0.33

La figura 2 presenta un esquema de las geometrías y condiciones de frontera del modelo numérico desarrollado.

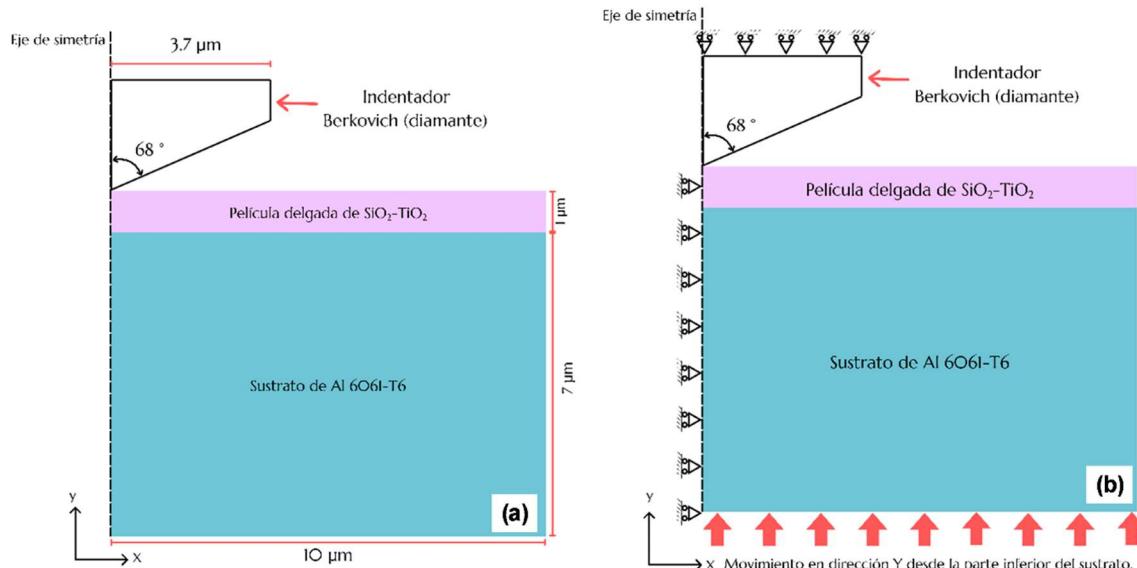


Fig. 2. (a) Representación de la geometría del modelo y (b) condiciones fronteras y de carga con un indentador tipo Berkovich.

El desarrollo del modelo numérico considera las condiciones frontera de la figura 2 (b). En este caso, se restringió el movimiento del sistema en todas las direcciones para el nanoindentador, mientras que para la superficie inferior del sustrato solo se permitió movimiento en la dirección del eje Y,

restringiendo el movimiento en el eje X y Z. Por consecuencia, la superficie de la película se presionó contra la superficie inferior del nanoindentador, que es donde se llevó a cabo la interacción entre los elementos de contacto y los elementos objetivo. Adicionalmente, no fue considerado algún efecto de fricción en esta interacción.

La simulación de nanoindentación se llevó a cabo utilizando intervalos de desplazamiento, cada uno de los cuales se generó y guardó en un archivo destinado estrictamente para contener esta información, por lo que es posible obtener datos de las fases de carga y descarga. El tamaño del intervalo para las fases de carga y descarga fue de 0.04 μm y 0.03 μm, respectivamente. Todos los materiales se modelaron utilizando elementos del tipo SOLID185. Para el discretizado del sistema se utilizó una malla cuadrangular con un total de 4859 elementos, la distribución de malla seleccionada permitió optimizar el tiempo de cálculo durante las iteraciones numéricas. Otra consideración propuesta para este modelo es el comportamiento elástico-plástico de los componentes que forman parte del sistema. En el caso de la película delgada de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>, se especificó su comportamiento como elástico perfectamente plástico, mientras que el nanoindentador tipo Berkovich y el sustrato de Al 6061-T6 se establecieron como elásticos. Finalmente, para generar una comparativa de los resultados, se incluyó en la programación del código los datos obtenidos experimentalmente en las pruebas de nanoindentación, en particular el módulo de elasticidad promedio y un valor estimado para la razón de Poisson.

## RESULTADOS

Se generó un análisis metalográfico del Al 6061-T6 en la evaluación de la influencia del sustrato en los recubrimientos nanoestructurados de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>. La figura 3(a), tomada a 50 aumentos, muestra la superficie del Al 6061-T6 con una estructura dendrítica equiaxial. La figura 3(b), tomada a 200 aumentos, presenta zonas más claras con una mayor concentración de Al. Las regiones predominantes, circuladas en rojo, muestran los precipitados que se encuentran en los límites de grano, alrededor de los brazos detriticos y las zonas oscuras con forma de bastones (llamados precipitados metaestables semi-coherentes). Ambos tipos de precipitados tienden a aumentar de tamaño tras el tratamiento térmico, por lo que se localizan en toda la región de la muestra, no sólo en determinadas zonas.

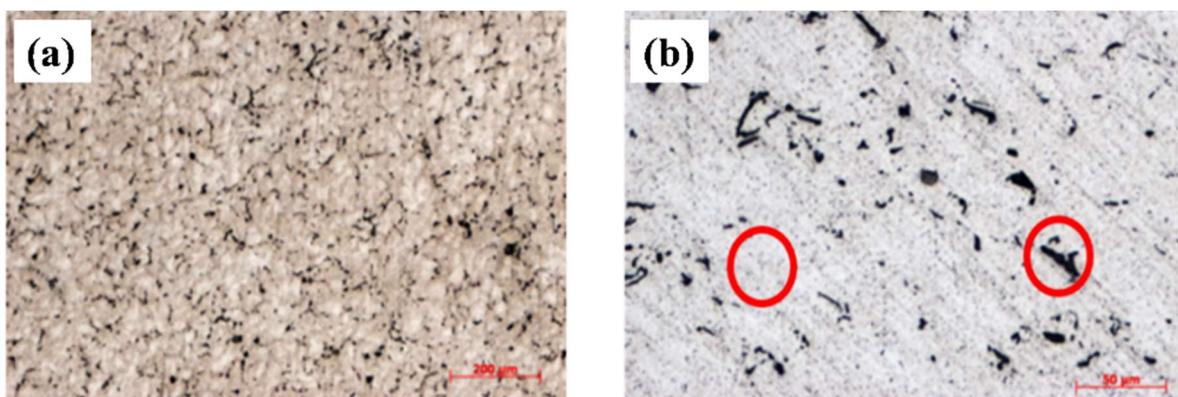


Fig. 3. Microestructura de la aleación de aluminio Al 6061-T6 (a) a 50 aumentos, (b) a 200 aumentos.

La figura 4 muestra las mediciones EDS del recubrimiento, se filtró de tal manera que sólo se observaran los componentes principales del recubrimiento y del sustrato. Se puede observar altos contenidos de Si y O debido a la base de recubrimiento SiO<sub>2</sub>. También se puede observar una pequeña cantidad de Ti debido a las nanopartículas de TiO<sub>2</sub> contenidas en la matriz sol-gel de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>.

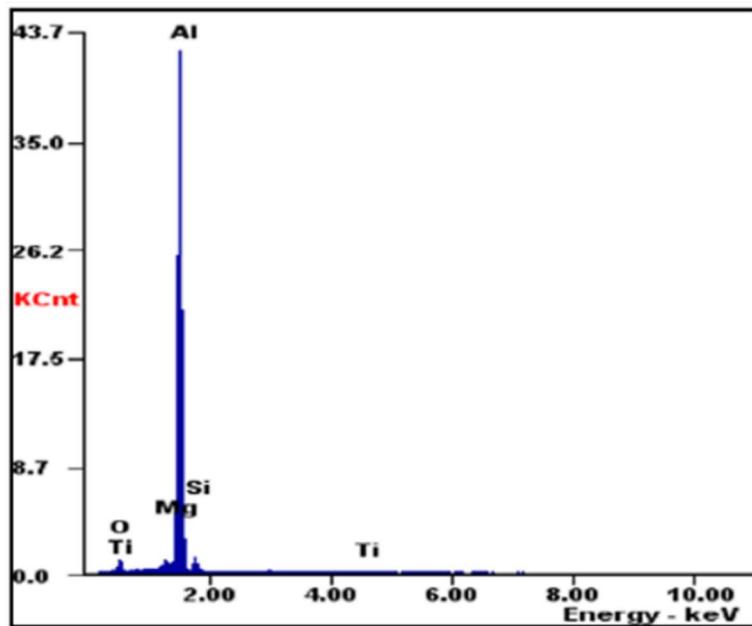


Figura 4. Mediciones EDS del  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$

El análisis superficial se realizó sobre las muestras recubiertas con  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$ . La Figura 5(a) muestra el recubrimiento Al 6061-T6 con una rugosidad media de  $2.198 \mu\text{m}$ , ésta se determinó con base en la escala colorimétrica. La figura 5(b) presenta un espesor promedio de  $1.12 \mu\text{m}$  en las muestras recubiertas.

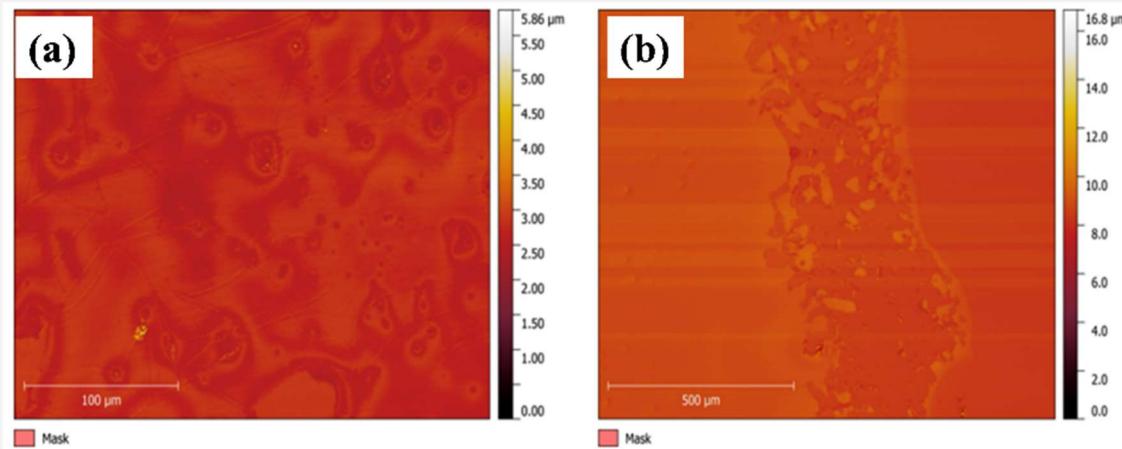
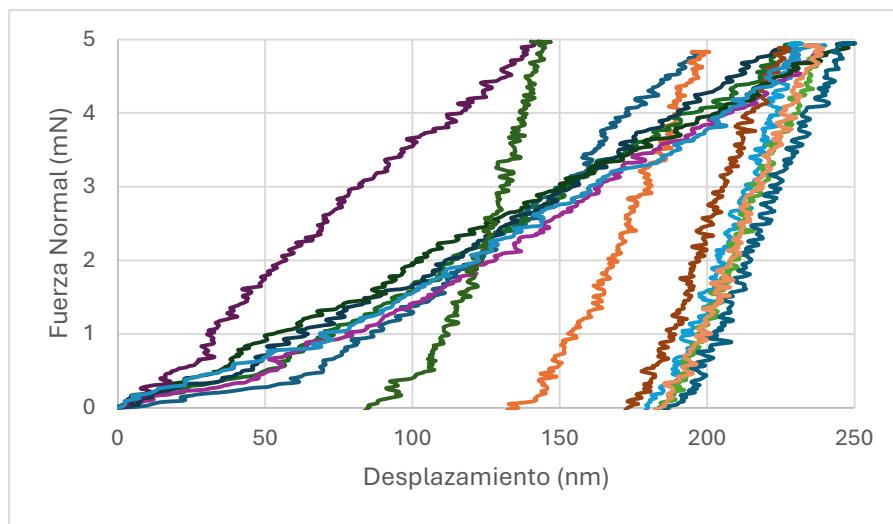
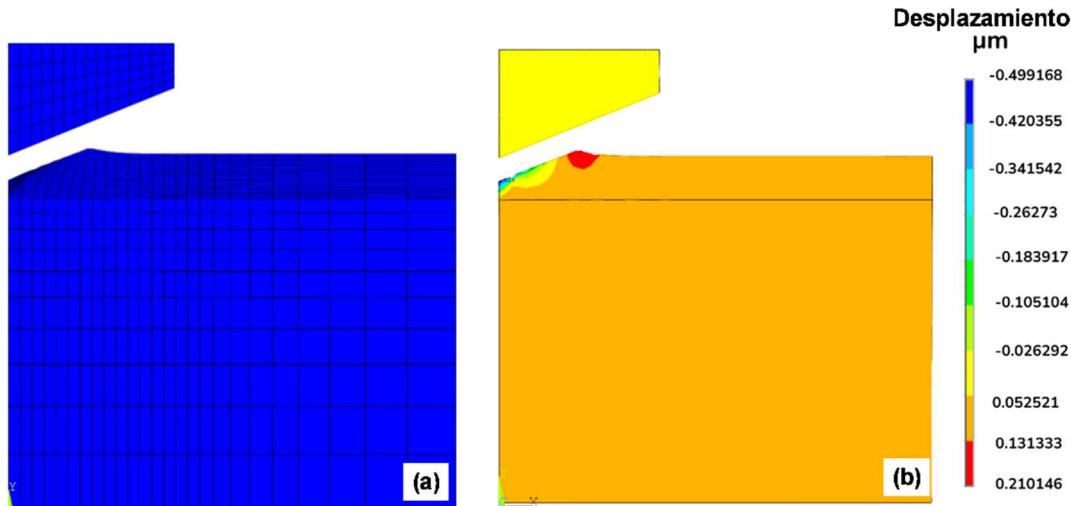


Fig. 5. (a) Rugosidad superficial y (b) espesor del recubrimiento  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$  sobre sustrato de Al 6061-T6.

Los ensayos de nanoindentación se realizaron sobre las muestras recubiertas para obtener el valor de dureza y el módulo elástico. En la Figura 6 se presentan las curvas de carga-desplazamiento ( $P-h$ ) de los datos que cumplieron con los criterios de penetración máxima. Considerando que el espesor del recubrimiento es de aproximadamente  $1 \mu\text{m}$ , la penetración en el recubrimiento se consideró entre  $100$  y  $250 \text{ nm}$  según el método de Oliver y Pharr.<sup>11</sup> En este caso, se restringió la penetración máxima a  $200 \text{ nm}$ , para la selección de datos a partir de las pruebas de nanoindentación. Se puede observar en la curva de carga-descarga del recubrimiento que tiene un comportamiento diferente entre sí, lo que indica que la deformación generada por la indentación es elástica-plástica sin apilamiento alrededor de la indentación. Las curvas de nanoindentación mostraron una pendiente elevada, lo que indica un incremento de dureza del material con respecto al sustrato.

Fig. 6. Gráficas experimentales de carga vs. desplazamiento del Al 6061-T6 recubierto con SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>

La aleación 6061-T6 se ha reportado con un módulo de elasticidad de 69 GPa y una dureza de 0.124 GPa.<sup>12,13</sup> De acuerdo con nuestras pruebas experimentales de nanoindentación, se registró un módulo de elasticidad promedio de 79.69 GPa y una dureza promedio de 3.31 GPa para los recubrimientos. Según Ohring,<sup>14</sup> las películas delgadas pueden aumentar entre un 60 y un 120% el módulo de Young. En este caso, el módulo de Young del recubrimiento SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> incrementó 15.49%. La figura 7 muestra los resultados numéricos del desplazamiento total en el eje Y durante el proceso de nanoindentación de la película nanoestructurada de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>.

Fig. 7. Modelo de recubrimiento SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> sobre Aluminio 6061-T6. (a) Resultados de deformación y (b) desplazamiento total en el eje Y.

Un primer aspecto por destacar en los resultados es la acumulación de material alrededor de la huella de indentación, que se manifiesta en forma de un pico o abultamiento. Este fenómeno, conocido como apilamiento, es común en ensayos de nanoindentación, particularmente cuando el material presenta una relación alta entre el módulo de elasticidad y la dureza (E/H), o cuando existe una limitada capacidad de deformación plástica. En este caso, el recubrimiento de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> exhibe una dureza experimental promedio de 3.31 GPa, considerada intermedia para películas delgadas, lo que favorece este tipo de deformaciones superficiales. La formación de apilamiento puede afectar

significativamente la precisión de los parámetros extraídos, ya que incrementa el área de contacto real entre el indentador y la muestra, lo que debe tenerse en cuenta en futuros experimentos al estimar la dureza y el módulo de elasticidad.

Además, en los perfiles de desplazamiento se identifican claramente los valores máximos y mínimos de penetración del indentador durante los ciclos de carga y descarga. Esta información es esencial para la aplicación del método de Oliver y Pharr, ya que permite determinar la profundidad de contacto efectiva y, con ello, calcular con mayor precisión propiedades mecánicas como la dureza ( $H$ ) y el módulo de elasticidad reducido ( $E_r$ ).

La simulación se llevó a cabo mediante intervalos de desplazamiento, permitiendo generar gráficos de carga-descarga y posteriormente obtener el módulo de elasticidad del recubrimiento de  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$  por medio de la metodología propuesta por Oliver y Pharr.<sup>11</sup>

La figura 8 muestra las curvas de carga-descarga obtenidas por medio del análisis de elementos finitos. A partir de estos datos y siguiendo la metodología descrita en la sección 2.1, se determinó el módulo de elasticidad del  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$ , obteniendo un valor de 71.85 GPa. Se observó una desviación del 9.84% en comparación con el valor obtenido en las pruebas experimentales. En comparación con el módulo de elasticidad reportado de 69 GPa para el Al 6061-T6 sin recubrir, se observa una mejora en las propiedades mecánicas del sistema sustrato-recubrimiento.

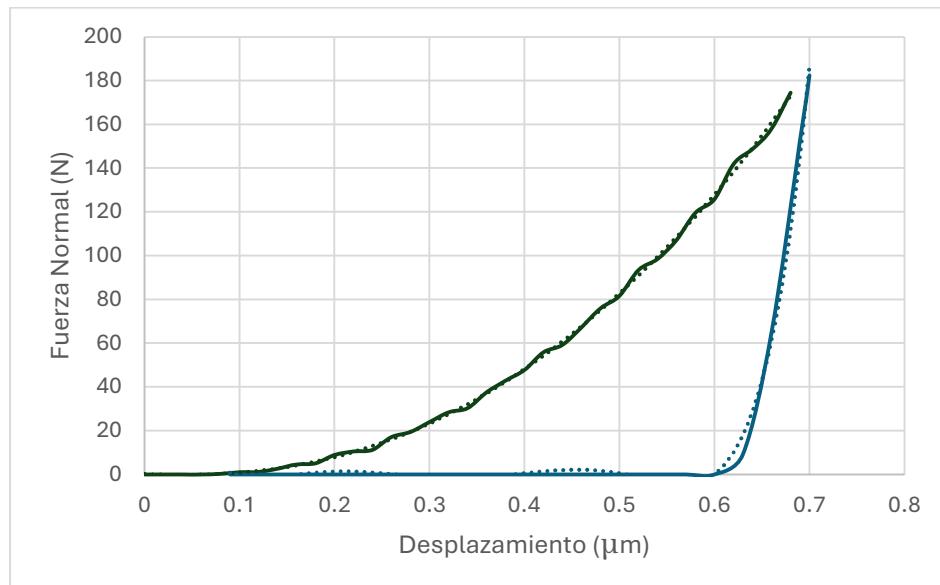


Fig. 8. Simulación de carga vs. desplazamiento de Al 6061-T6 recubierto con  $\text{SiO}_2\text{-TiO}_2$ .

Además de reproducir el comportamiento de carga-descarga experimental, esta estrategia también permite obtener información complementaria sobre el comportamiento mecánico del sistema, la cual no puede ser observada directamente a través del experimento físico. Entre los datos adicionales que se pueden extraer del modelo numérico se incluyen perfiles de distribución de esfuerzos en la dirección Y, esfuerzo Von Mises, así como componentes de esfuerzo cortante en el plano XY. Esta información resulta fundamental para comprender a mayor profundidad los mecanismos de deformación y daño en el recubrimiento bajo condiciones de carga localizada. La figura 9 muestra los perfiles de distribución de esfuerzo Von Mises, así como los valores máximos y mínimos evaluados durante el tiempo de simulación. Se puede observar que el valor máximo alcanzado es de aproximadamente 715 MPa, que podría considerarse cuando el material puede comenzar a ceder o fallar plásticamente bajo un estado de carga complejo.

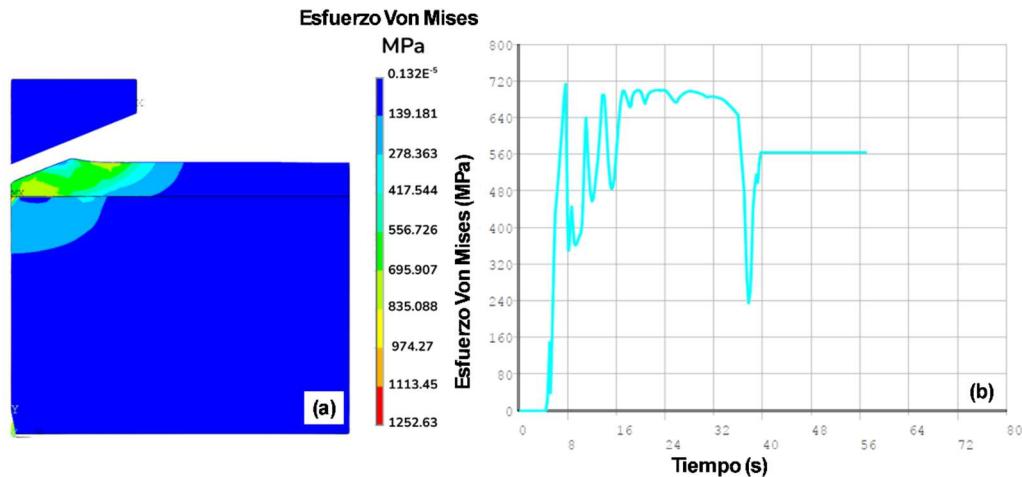


Fig. 9. (a) Distribución de esfuerzo Von Mises y (b) fluctuación del esfuerzo en el tiempo.

La figura 10(a) muestra los perfiles de esfuerzo en la dirección Y (dirección de movimiento del indentador), clave para entender cómo el material responde en términos de compresión o tensión vertical bajo la acción del indentador. La figura 10(b) presenta resultados del esfuerzo cortante en el plano XY, estos describen la intensidad y distribución de las fuerzas internas que tienden a distorsionar el material en el plano horizontal XY, es decir, paralelo a la superficie del recubrimiento y del sustrato. El esfuerzo cortante presenta una distribución heterogénea con zonas de concentración de esfuerzos próximas al borde de indentación. El componente XY del esfuerzo cortante resulta crítico para evaluar la resistencia al deslizamiento interfacial y la posible formación de defectos estructurales.

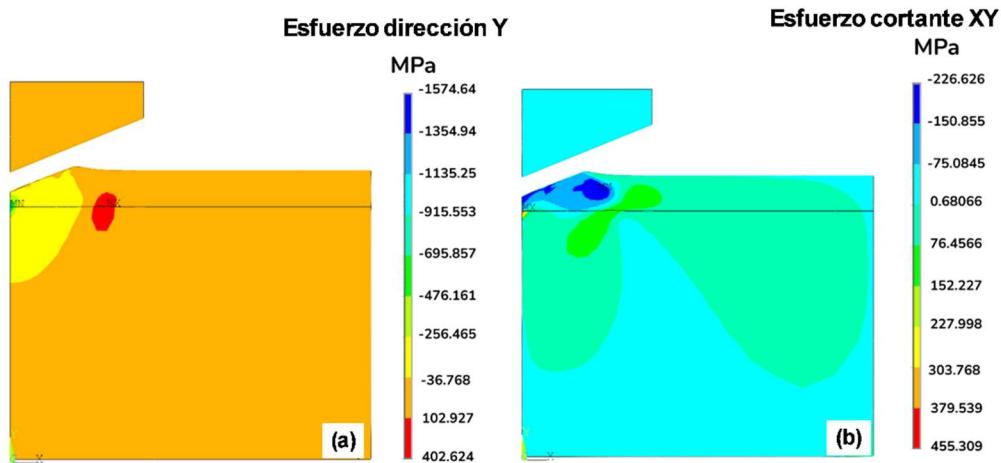


Fig. 10. (a) Distribución de esfuerzos en la dirección Y y (b) componentes de esfuerzo cortante en el plano XY.

## CONCLUSIONES

Se generó un modelo numérico en la predicción del proceso de nanoindentación de recubrimientos nanoestructurados SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> en sustrato de Al 6061-T6. El método de elementos finitos se presenta como una herramienta complementaria de alto valor para el análisis mecánico de recubrimientos delgados. Además de permitir la validación de resultados experimentales y la reducción de pruebas físicas, este enfoque posibilita el acceso a información detallada que no se obtiene en las pruebas físicas tales como los perfiles de esfuerzo en diferentes direcciones y la distribución del esfuerzo cortante en regiones críticas.

El módulo de elasticidad del recubrimiento de SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> obtenido a través de simulación fue de 71.85 GPa, presentando una variación del 9.84 % con respecto al valor experimental promedio de 79.69 GPa. Esta diferencia indica una buena correlación entre el modelo numérico y los datos experimentales, lo cual refuerza la fiabilidad del análisis computacional. En conjunto, la implementación de modelos numéricos contribuye a optimizar el diseño de recubrimientos funcionales y predecir su comportamiento mecánico bajo condiciones de carga localizada, lo cual es particularmente relevante en aplicaciones de alta exigencia como la industria aeroespacial, electrónica y biomédica.

## REFERENCIAS

1. Gamez, J., Reyes-Osorio, L., Zapata, O., Cabriales, R., Lopez, L., & Delgado-Pamanes, M. (2024). Study of protective hard coatings of SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> on aluminum substrates. *AIMS Materials Science*, 11(2), 200-215. <https://doi.org/10.3934/matersci.2024011>
2. Musza, A., Ugi, D., Vida, Á., & Chinh, N. Q. (2022). Study of Anodic Film's Surface and Hardness on A356 Aluminum Alloys, Using Scanning Electron Microscope and In-Situ Nanoindentation. *Coatings*, 12(10), 1528. <https://doi.org/10.3390/coatings12101528>
3. Filippov, P., Kiderlen, S., & Koch, U. (2020). Preparation of the Surfaces of High-Purity Polycrystalline Aluminum for the Mechanical Analysis by Means of Nanoindentation. *Practical Metallography*, 57(6), 397-414. <https://doi.org/10.3139/147.110633>
4. Liberini, M., De Falco, G., Scherillo, F., Astarita, A., Commodo, M., Minutolo, P., D'Anna, A., & Squillace, A. (2016). Nano-TiO<sub>2</sub> coatings on aluminum surfaces by aerosol flame synthesis. *Thin Solid Films*, 609, 53-61. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2016.04.025>
5. Gutiérrez, M., Reyes, L., Bermúdez-Reyes, B., Guerra-Fuentes, L., & Robledo, P. C. Z. (2019). Recubrimientos nanoestructurados SiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> en aleaciones de aluminio 6061-T6. *Revista Ciencia UANL*, 22(96), 48-53. <https://doi.org/10.29105/cienciauanl22.96-3>
6. Zhang, W., Li, J., Xing, Y., Nie, X., Lang, F., Yang, S., Hou, X., & Zhao, C. (2020). Experimental Study on the Thickness-Dependent Hardness of SiO<sub>2</sub> Thin Films Using Nanoindentation. *Coatings*, 11(1), 23. <https://doi.org/10.3390/coatings11010023>
7. Alaboodi, A. S., & Hussain, Z. (2017). Finite element modeling of nano-indentation technique to characterize thin film coatings. *Journal Of King Saud University - Engineering Sciences*, 31(1), 61-69. <https://doi.org/10.1016/j.jksues.2017.02.001>
8. Cheng, S., Chen, B., Jian, S., Hu, Y., Le, P. H., Tuyen, L. T. C., Lee, J., & Juang, J. (2022). Finite Element Analysis of Nanoindentation Responses in Bi<sub>2</sub>Se<sub>3</sub> Thin Films. *Coatings*, 12(10), 1554. <https://doi.org/10.3390/coatings12101554>
9. Abdulaziz S. Alaboodi, Zahid Hussain, Finite element modeling of nano-indentation technique to characterize thin film coatings. *Journal of King Saud University – Engineering Sciences* 31 (2019) 61–69 <http://dx.doi.org/10.1016/j.jksues.2017.02.001>
10. Ilona Pavlovská et al. Hard TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub> sol-gel coatings for enamel against chemical corrosion. *Surface & Coatings Technology* 258 (2014) 206–210 <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.09.027>
11. G. M. Pharr, W. C. Oliver, "Measurement of Thin Film Mechanical Properties Using Nanoindentation", *MRS Bull.*, Vol. 17, No. 7, 1992, pp. 28–33.
12. ASM Handbook Committee (1991). "Heat Treating of Aluminum Alloys". Volume 4: Heat Treating. ASM. pp. 871. doi:10.1361/asmhba0001205. <https://dx.doi.org/10.1361%2Fasmhba0001205>
13. Hatch, John (1984). "Microstructure of Alloys". *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. ASM International. pp. 54–104. ISBN 9780871701763.
14. Milton Ohring, "Materials Science of thin films Deposition and Structure", Rev. Academic Press, Second edition, London, UK, 2002, pp. 718-720.

# Efecto de la rapidez de deformación en la respuesta viscoelástica de estructuras auxéticas de ABS y PLA impresas en 3D

Jesús Gabino Puente-Córdova<sup>A</sup>, Flor Yanhira Rentería-Baltiérrez<sup>B</sup>,  
Mario Alberto Bello-Gómez<sup>A</sup>, Nasser Mohamed-Noriega<sup>A</sup>

<sup>A</sup>Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica,  
San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México.

<sup>B</sup>Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ciencias Químicas,  
San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México.

flor.renteriabtz@uanl.edu.mx, mario.bellomg@uanl.edu.mx,  
nasser.mohamednr@uanl.edu.mx, Autor de correspondencia: jesus.puentecr@uanl.edu.mx

## RESUMEN

*Los materiales auxéticos se caracterizan por presentar una relación de Poisson negativa, lo que les permite expandirse transversalmente cuando son sometidos a tensión y contraerse al ser comprimidos. Este comportamiento, que no depende del material base sino de la geometría interna, ha despertado un creciente interés debido a su capacidad de absorción de energía y amortiguamiento mecánico. En este trabajo se fabricaron estructuras auxéticas cúbicas mediante manufactura aditiva por impresión en 3D, utilizando ácido poliláctico (PLA) y acrilonitrilo butadieno estireno (ABS) como materiales base. La respuesta viscoelástica de ambos polímeros se caracterizó mediante análisis mecánico dinámico (DMA), mientras que el comportamiento mecánico de las estructuras se evaluó mediante ensayos de compresión uniaxial a diferentes velocidades de deformación. Los resultados muestran que, a temperatura ambiente, las estructuras auxéticas fabricadas en ABS presentan una mayor sensibilidad a la rapidez de deformación en comparación con las de PLA. Esta diferencia se atribuye directamente al mayor factor de pérdida ( $\tan \delta$ ) del ABS, lo que indica una mayor capacidad de disipación de energía. El estudio evidencia que la respuesta mecánica macroscópica de estructuras auxéticas impresas en 3D está estrechamente relacionada con las propiedades viscoelásticas del polímero base, proporcionando una visión clara y didáctica sobre la interacción entre material y geometría en este tipo de metamateriales.*

## PALABRAS CLAVE

Auxético, estructura, viscoelasticidad, PLA, ABS.

## ABSTRACT

*Auxetic materials are characterized by a negative Poisson's ratio, which allows them to expand laterally when stretched and contract when compressed. This unusual behavior does not arise from the base material itself, but from a specifically designed internal geometry, making auxetic structures attractive for energy absorption and vibration damping applications. In this work, cubic auxetic structures were fabricated by 3D printing using polylactic acid (PLA) and acrylonitrile butadiene styrene (ABS) as base polymers. The viscoelastic behavior of both materials was characterized by dynamic mechanical analysis (DMA), while the mechanical response of the auxetic structures was evaluated through uniaxial compression tests at different deformation rates. The results show that, at room temperature, auxetic structures manufactured from ABS exhibit a stronger dependence on deformation rate compared to those made from PLA. This behavior is directly associated with the*

*higher loss factor ( $\tan \delta$ ) of ABS, indicating a greater internal energy dissipation capacity. These findings highlight the direct relationship between the viscoelastic properties of the base polymer and the macroscopic mechanical response of 3D-printed auxetic structures, offering an accessible and educational perspective suitable for an academic engineering audience.*

## KEYWORDS

Auxetic, structure, viscoelasticity, PLA, ABS.

## INTRODUCCIÓN

Los materiales convencionales poseen una característica mecánica intuitiva: cuando se estiran en una dirección, se adelgazan o contraen en las direcciones perpendiculares. Este comportamiento se describe por una relación de Poisson positiva ( $0 < \nu < 1$ ). Sin embargo, en las últimas décadas, ha emergido una clase fascinante de "metamateriales" conocidos como materiales auxéticos, los cuales desafian esta lógica<sup>1</sup>. Un material auxético al ser sometido a una tensión longitudinal, se expande transversalmente; de manera análoga, al ser comprimido, se contrae transversalmente (se densifica), ver figura 1. Este comportamiento atípico se explica debido a una relación de Poisson negativa ( $-1 < \nu < 0$ ). Es importante destacar que esta propiedad no es intrínseca del material base, sino el resultado de una microestructura o geometría interna diseñada estratégicamente.

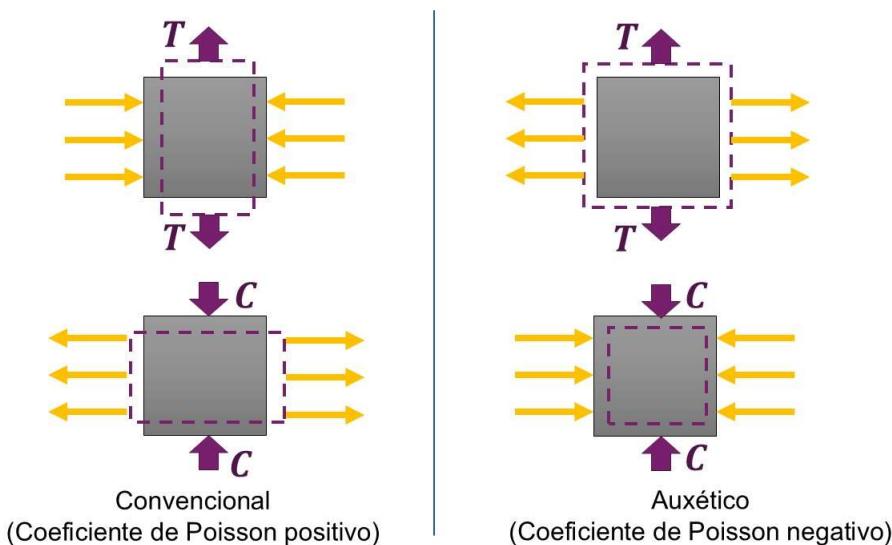


Fig. 1. Representación esquemática de la respuesta mecánica de un material convencional y uno auxético bajo cargas de tensión y compresión.

El término auxético, derivado del griego *auxetikos* (que significa "aquel que tiende a aumentar"), fue acuñado formalmente en 1991 por el profesor Ken Evans y colaboradores<sup>2</sup>. Gracias a sus propiedades únicas, como la alta absorción de energía ante impactos y el eficaz amortiguamiento de vibraciones mecánicas, los materiales auxéticos son candidatos ideales para aplicaciones de alto rendimiento, entre las que destacan equipos de protección personal<sup>3</sup>, implantes biomédicos<sup>4,5</sup>, componentes automotrices y aeroespaciales<sup>6,7</sup>, y estructuras con control de deformación<sup>8,9</sup>.

La literatura científica ha explorado estas estructuras desde varias perspectivas. Roderic Lakes en 1987 fue pionero al reportar experimentalmente la fabricación de espumas con relación de Poisson negativa, demostrando la viabilidad de estos metamateriales<sup>10</sup>. Con la llegada de la manufactura aditiva (impresión 3D), la complejidad en el diseño de geometrías auxéticas se ha expandido exponencialmente, permitiendo a investigadores como Wang et al. estudiar la influencia de los parámetros de impresión FDM (modelado por deposición fundida) en las propiedades mecánicas de estructuras 3D<sup>11</sup>. Más recientemente, la investigación se ha centrado en su comportamiento dinámico. Koohbor et al. reportaron que estructuras auxéticas de tipo *rotating square*, impresas por

estereolitografía, exhiben una dependencia significativa de la respuesta mecánica con la rapidez de deformación ( $\dot{\varepsilon} = d\varepsilon/dt$ ), incluyendo endurecimiento y variaciones en el coeficiente de Poisson<sup>12</sup>. En particular, pocos estudios han correlacionado directamente parámetros viscoelásticos, como el módulo de almacenamiento y el factor de pérdida obtenidos mediante DMA, con la dependencia del comportamiento mecánico respecto a la rapidez de deformación en estructuras auxéticas impresas en 3D. Por lo tanto, el objetivo de este trabajo es caracterizar y comparar la respuesta viscoelástica en compresión uniaxial de cubos auxéticos impresos en 3D, utilizando dos polímeros termoplásticos típicos en FDM: ácido poliláctico (PLA) y acrilonitrilo butadieno estireno (ABS). Se realizaron ensayos mecánicos en función de la rapidez de deformación y se relaciona el comportamiento mecánico macroscópico con las propiedades termomecánicas y viscoelásticas de los materiales sólidos obtenidas mediante análisis mecánico dinámico (DMA). A diferencia de trabajos previos, este estudio establece una correlación cuantitativa directa entre parámetros viscoelásticos y la sensibilidad a la rapidez de deformación en estructuras auxéticas.

## METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Para evaluar la influencia de las propiedades viscoelásticas del material en la respuesta mecánica de las estructuras auxéticas, se diseñó un protocolo experimental dividido en tres etapas: (1) fabricación de probetas y estructuras auxéticas, (2) caracterización termomecánica de los materiales base, y (3) ensayos de compresión en función de la rapidez de deformación.

Se utilizaron dos filamentos comerciales de 1.75 mm de diámetro para la manufactura aditiva: ácido poliláctico (PLA) y acrilonitrilo butadieno estireno (ABS). Las probetas de ensayo consistieron en cubos de 40 x 40 x 40 mm con una microestructura auxética interna de tipo reentrante, y un espesor de pared de 1 mm (ver figura 2).

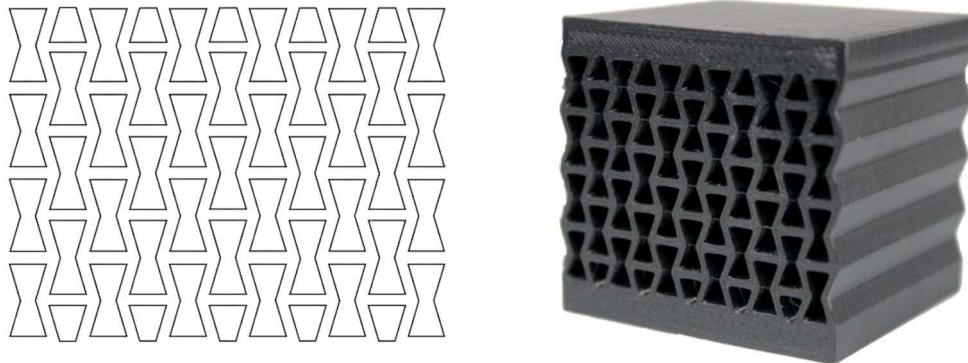


Fig. 2. Geometría auxética y cubo impreso mediante FDM.

La fabricación se llevó a cabo mediante FDM en una impresora 3D Elegoo Neptune IV. Los parámetros de impresión se presentan en la tabla I, los cuales se mantuvieron constantes para ambos materiales, de acuerdo con las recomendaciones del fabricante para asegurar una calidad dimensional.

Tabla I. Parámetros de impresión FDM utilizados para cubos auxéticos.

	Temperatura de extrusión (°C)	Temperatura de cama (°C)	Altura de capa (mm)	Velocidad de impresión (mm/s)	Porcentaje de relleno (%)
PLA	215	60	0.2	200	100
ABS	270	110	0.2	60	100

Para correlacionar la respuesta mecánica macroscópica con las propiedades moleculares de los polímeros base, se realizó un análisis mecánico dinámico (DMA) utilizando un equipo DMA8000 de Perkin Elmer. Se prepararon probetas rectangulares (6 x 4 x 0.6 mm) de PLA y ABS. Las muestras se analizaron en modo tensión a una frecuencia constante de 1 Hz. Se utilizó un barrido de temperatura de 20 a 160°C con una rampa de calentamiento de 2°C/min. De estos ensayos se obtuvo el módulo

elástico complejo  $E^* = E' + iE''$ , considerando para el análisis el módulo de almacenamiento  $E'$  (componente elástica) y el módulo de pérdida  $E''$  (componente viscosa). El factor de pérdida se analiza empleando tan  $\delta$ , que se define como la razón entre  $E''$  y  $E'$ . Los parámetros viscoelásticos obtenidos representan propiedades intrínsecas del material que gobiernan su respuesta dependiente del tiempo, independientemente del modo de carga.

Las pruebas de compresión uniaxial se realizaron en una máquina universal de ensayos Shimadzu AGS-X equipada con una celda de carga de 10 kN. Las probetas se precargaron con un valor de 20 N, y posteriormente se comprimieron en la dirección de fabricación. Para evaluar el efecto viscoelástico, los ensayos se ejecutaron a tres velocidades relativas de desplazamiento: 1 mm/min, 10 mm/min y 100 mm/min. Se registraron continuamente los datos de fuerza y desplazamiento hasta un valor máximo de 15 mm o hasta la falla de la estructura (figura 3).

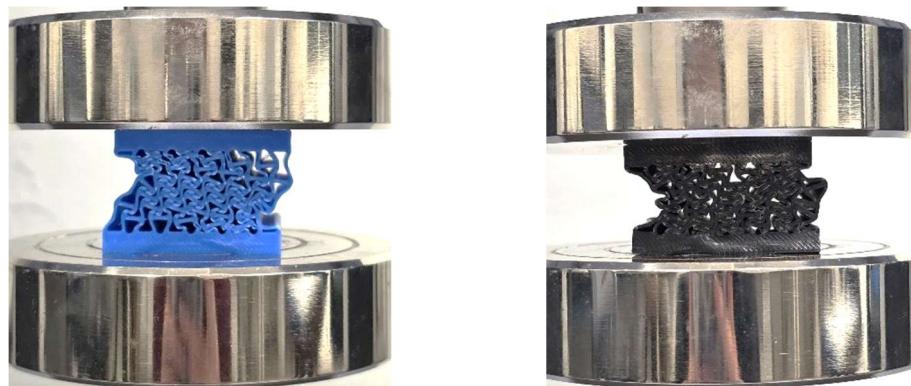


Fig. 3. Cubos auxéticos comprimidos.

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### Respuesta viscoelástica del PLA y ABS

En la figura 4 se presentan los resultados de DMA para el PLA, donde se observa que el módulo de almacenamiento  $E'$  disminuye a medida que aumenta la temperatura. Sin embargo, a partir de 80°C se observa un incremento considerable en  $E'$ . Posteriormente, a temperaturas mayores a 140°C se tiene un decaimiento considerable de la componente elástica; estos tres procesos corresponden a la manifestación mecánica de la transición vítrea, a la cristalización fría y el flujo del PLA, respectivamente<sup>13</sup>. El fenómeno de la transición vítrea está asociado con un cambio conformacional que involucra un aumento de los grados de libertad de las cadenas poliméricas, es decir, el material pasa de un estado de baja movilidad molecular (estado vítreo) a un estado de alta movilidad molecular (estado elastómerico o cauchótico)<sup>14</sup>. Bajo estas condiciones, se genera un incremento del volumen libre, lo cual permite que las cadenas poliméricas del PLA puedan reagruparse para formar entidades ordenadas, dando paso a la formación de lamelas y posterior crecimiento de esferulitas<sup>15</sup>. Esta condición implica una morfología semicristalina, es decir, una mezcla intima de fase amorfá y fase cristalina, y, en consecuencia, esto genera un incremento significativo en  $E'$ . A medida que aumenta la temperatura, la energía térmica que se añade al material genera la fusión de los cristales de PLA y comienza el proceso de flujo. Esto último es un aspecto fundamental por considerar en los procesos de transformación del PLA (inyección, extrusión e impresión 3D).

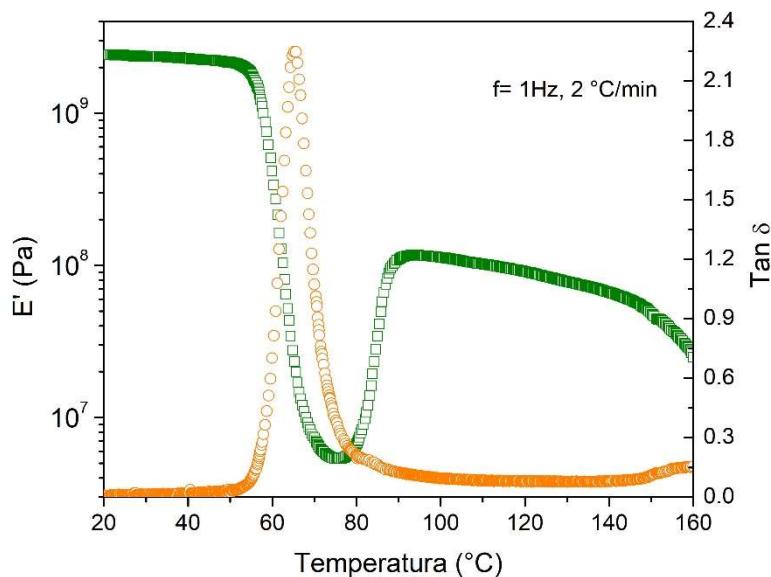


Fig. 4. Módulo de almacenamiento  $E'$  y factor de pérdida  $\tan \delta$  para el PLA.

Respecto a  $\tan \delta$ , cada uno de los procesos implica un máximo o un pico, lo cual está asociado con la disipación de energía<sup>16</sup>. Si tomamos el primer pico a  $\sim 65^\circ\text{C}$ , este valor se asocia directamente con la temperatura de transición vítrea  $T_g$ . A  $\sim 84^\circ\text{C}$  se observa un pico superpuesto de menor amplitud, asociado con el proceso de cristalización fría. Por encima de  $160^\circ\text{C}$ ,  $\tan \delta$  tiende a aumentar, lo cual implica el proceso del flujo viscoso.

El comportamiento viscoelástico del ABS mediante DMA se presenta en la figura 5. Para este material, se observa una respuesta similar al PLA en la región de la transición vítrea, especialmente en la forma en que  $E'$  disminuye con el incremento de la temperatura y los procesos cooperativos de la movilidad molecular. La  $T_g$  del ABS es mayor que la del PLA; esta se manifiesta alrededor de los  $\sim 113^\circ\text{C}$  (máximo de  $\tan \delta$ ). Una vez que el ABS atraviesa esta temperatura de transición, se manifiesta el proceso de flujo<sup>17</sup>.

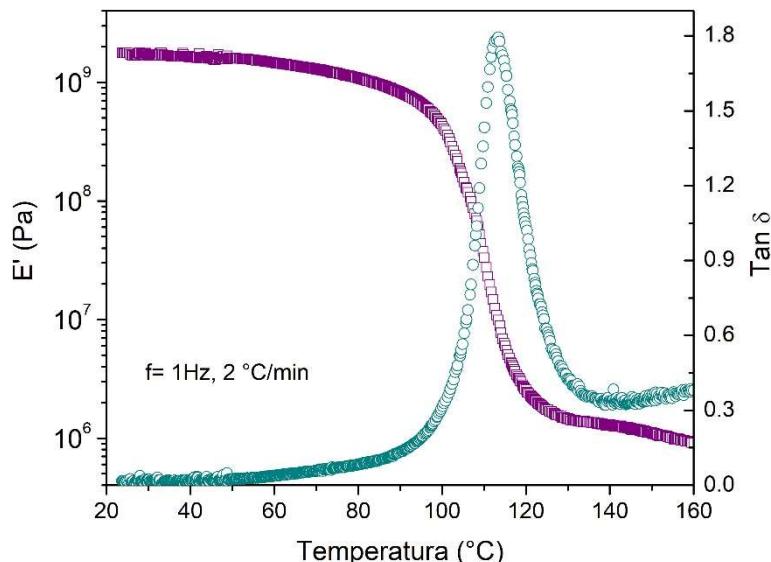


Fig. 5. Módulo de almacenamiento  $E'$  y factor de pérdida  $\tan \delta$  para el ABS.

En la tabla II se presentan los parámetros viscoelásticos para el PLA y ABS: Tg, la temperatura de transición vítrea, calculada a partir del módulo de pérdida ( $E''$ ) y  $\tan \delta$ ; y los valores de  $E'$ ,  $E''$  y  $\tan \delta$  a una temperatura de 25°C. En ambos materiales, la Tg determinada a partir del máximo de  $E''$  es inferior a la obtenida a partir del máximo de  $\tan \delta$ , lo cual es consistente con la naturaleza cooperativa de las relajaciones moleculares. Los resultados de la tabla II revelan que el ABS presenta una Tg significativamente mayor que el PLA, lo que refleja su mayor estabilidad térmica. A 25°C, el PLA exhibe un mayor  $E'$ , indicando una respuesta más rígida, mientras que el ABS presenta valores superiores de  $E''$  y  $\tan \delta$ , lo que evidencia una mayor capacidad de disipación de energía.

Tabla II. Parámetros viscoelásticos del PLA y ABS.

Material	Tg @ $E''$	Tg @ $\tan \delta$	$E' @ 25^\circ\text{C}$	$E'' @ 25^\circ\text{C}$	$\tan \delta @ 25^\circ\text{C}$
PLA	58.83°C	65.56°C	$2.39 \times 10^9 \text{ Pa}$	$2.21 \times 10^7 \text{ Pa}$	0.009
ABS	99.62°C	113.38°C	$1.76 \times 10^9 \text{ Pa}$	$2.63 \times 10^7 \text{ Pa}$	0.015

### Respuesta mecánica de cubos auxéticos

El comportamiento mecánico característico bajo compresión de estructuras reticulares puede dividirse en tres etapas bien definidas (figura 6): una región de deformación elástica lineal, una región de deformación plástica y una etapa final de densificación. Estas etapas son comunes en materiales celulares y estructuras auxéticas, y reflejan la evolución progresiva del colapso de las celdas internas bajo una carga externa. Durante la región elástica, la respuesta fuerza–desplazamiento es aproximadamente lineal y está dominada por el módulo elástico del material base y por la geometría de la celda unitaria. Al incrementarse la carga, se alcanza un umbral crítico a partir del cual se pierde la estabilidad de los elementos estructurales internos, marcando el inicio de la deformación plástica.

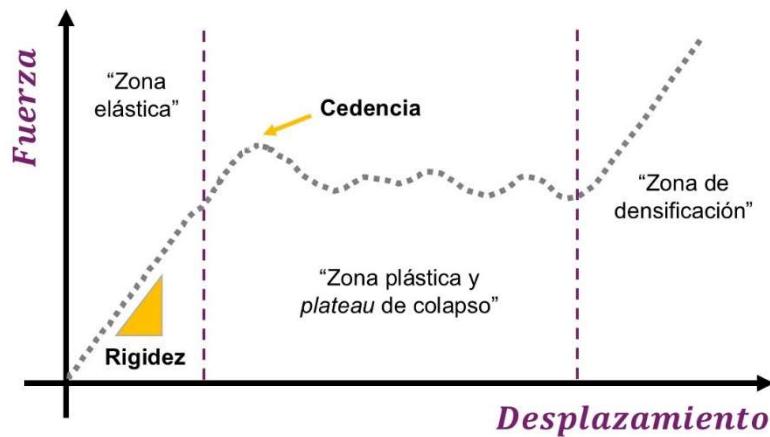


Fig. 6. Representación esquemática de curva fuerza–desplazamiento para una estructura auxética bajo compresión uniaxial.

En la figura 7a se presentan las curvas fuerza–desplazamiento de las estructuras auxéticas fabricadas en PLA, mientras que la figura 7b presenta los resultados para las estructuras de ABS, ambas ensayadas a velocidades de 1, 10 y 100 mm/min. En ambos materiales se observa la secuencia característica de deformación descrita previamente. Inicialmente, las estructuras almacenan energía de manera reversible en la región elástica; posteriormente, tras alcanzar un pico de fuerza, se produce una caída asociada al pandeo local de las celdas internas, lo que señala el inicio de la deformación plástica. A continuación, las curvas exhiben una región de meseta o plateau, en la cual el desplazamiento aumenta con incrementos relativamente pequeños en la fuerza aplicada. Esta etapa corresponde al colapso progresivo de las celdas auxéticas y está asociada a una absorción estable de energía. Finalmente, al aumentar el desplazamiento, las estructuras entran en la fase de densificación,

donde los elementos internos entran en contacto, restringiendo la deformación adicional y provocando un incremento pronunciado de la fuerza y de la rigidez aparente.

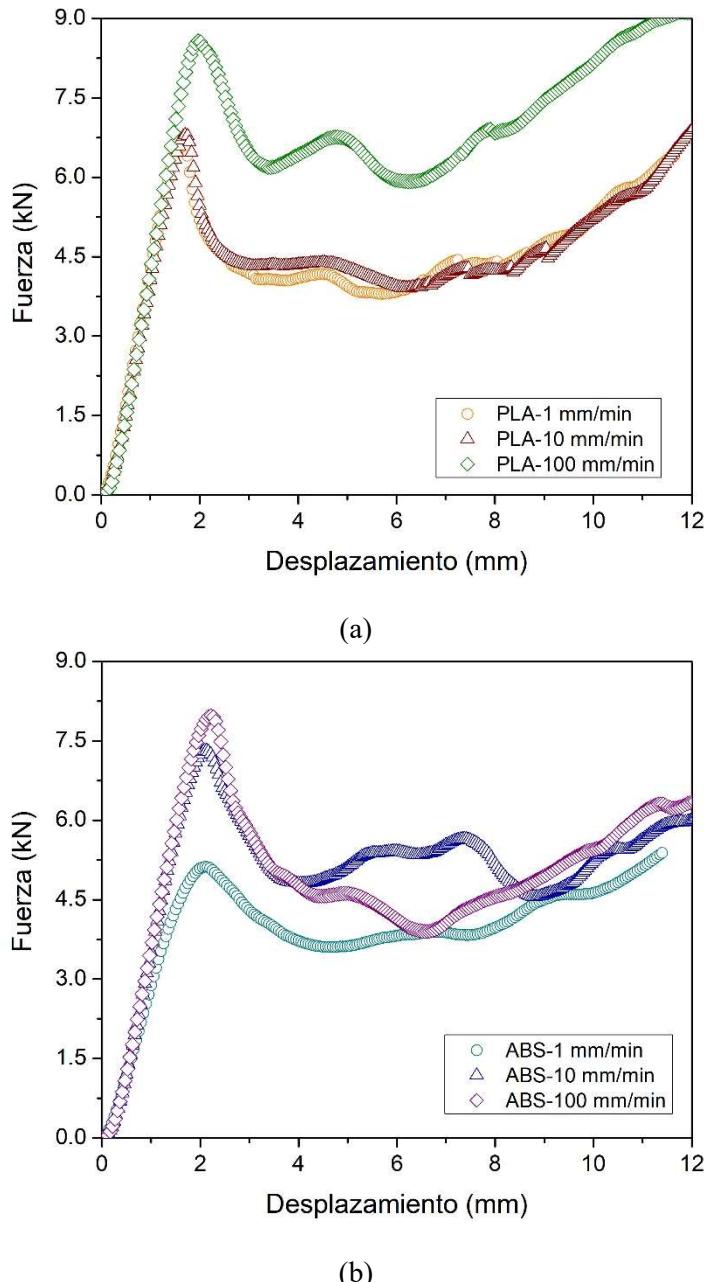


Fig. 7. Curvas de fuerza-desplazamiento bajo compresión uniaxial para las estructuras auxéticas fabricadas en (a) PLA y (b) ABS, en función de la velocidad de deformación.

Aunque las estructuras de PLA y ABS presentan la misma secuencia global de deformación, se observan diferencias claras en la magnitud de la fuerza, en la pendiente inicial y en la sensibilidad a la rapidez de deformación, lo cual se atribuye a las diferencias intrínsecas en rigidez, ductilidad y comportamiento viscoelástico de ambos polímeros. Desde el punto de vista micromecánico, los elementos o barras que componen las estructuras auxéticas pueden colapsar bajo compresión mediante distintos mecanismos que compiten entre sí: fluencia, pandeo y fractura. El mecanismo dominante es aquel que presenta el umbral de esfuerzo más bajo. En estructuras dominadas por

flexión, el pandeo de las barras internas suele controlar la respuesta, dando lugar a una meseta o “plateau” de carga relativamente constante. En contraste, en estructuras dominadas por tensión, la deformación puede requerir esfuerzos fluctuantes conforme progresó el colapso de las celdas.

Durante la etapa de densificación pueden identificarse distintos modos de falla: (a) colapso sucesivo de celdas, (b) propagación de grietas a través de la red estructural y (c) cizallamiento diagonal<sup>18,19</sup>. La propagación de grietas suele iniciarse a partir de defectos preexistentes, mientras que el cizallamiento diagonal puede provocar una reducción inicial significativa de la resistencia, seguida de un reforzamiento relativamente uniforme conforme avanza la densificación. Finalmente, la resistencia y la rigidez a compresión dependen fuertemente del tipo de comportamiento de la celda unitaria. Para una porosidad constante, un aumento en el tamaño de la celda incrementa la esbeltez de las barras, favoreciendo el pandeo y reduciendo la resistencia global. En este contexto, las estructuras dominadas por flexión tienden a ser más flexibles, mientras que aquellas dominadas por tensión presentan mayores niveles de rigidez y resistencia a la compresión<sup>20</sup>.

En la tabla III se presentan los valores pico de fuerza ( $F_{máx}$ ) y la deformación máxima correspondiente al valor pico de fuerza ( $\delta_{máx}$ ) alcanzada antes de la falla o densificación para ambos materiales. Los resultados evidencian una clara dependencia de la velocidad de deformación, aunque la magnitud de este efecto varía considerablemente entre el PLA y el ABS. El PLA demostró ser el material con mayor capacidad de carga absoluta en todas las velocidades evaluadas. A 100 mm/min, la estructura de PLA soportó una carga máxima de 8.58 kN, superando los 8.01 kN del ABS. Sin embargo, al analizar la sensibilidad a la velocidad, el ABS exhibe un comportamiento viscoelástico más pronunciado. Para el PLA, el incremento de velocidad de 1 a 100 mm/min resultó en un aumento de fuerza del 29.4% (de 6.63 a 8.58 kN). En contraste, el ABS experimentó un endurecimiento mucho más drástico, con un aumento del 56.3% en su carga máxima (pasando de 5.12 a 8.01 kN) bajo las mismas condiciones. Este hallazgo confirma que, si bien el PLA es intrínsecamente más rígido, el mecanismo de resistencia del ABS está fuertemente gobernado por los tiempos de relajación molecular. A altas velocidades (100 mm/min), las cadenas poliméricas del ABS no tienen tiempo suficiente para reacomodarse, resultando en una respuesta más rígida que casi iguala la resistencia del PLA. Respecto a la deformación máxima, los datos corroboran la naturaleza más dúctil del ABS. Mientras que el PLA falló a desplazamientos menores (entre 1.63 y 1.98 mm), indicando una fractura frágil prematura, el ABS permitió consistentemente mayores niveles de deformación (hasta 2.22 mm a 100 mm/min). Es notable que, para ambos materiales, la deformación máxima aumentó ligeramente con la velocidad, lo cual sugiere que la mayor rigidez inducida por la velocidad no comprometió la ductilidad de la estructura, un aspecto favorable para aplicaciones de absorción de energía.

Tabla III. Valores máximos de carga  $F_{máx}$  y deformación  $\delta_{máx}$  registrados para las estructuras de PLA y ABS bajo compresión uniaxial a velocidades de 1, 10 y 100 mm/min.

Muestra	$F_{máx}$ (kN)	$\delta_{máx}$ (mm)
PLA-1	6.63	1.63
PLA-10	6.81	1.71
PLA-100	8.58	1.98
ABS-1	5.12	2.11
ABS-10	7.32	2.09
ABS-100	8.01	2.22

Para cuantificar el efecto viscoelástico, se calculó la rigidez equivalente y la energía absorbida hasta el valor pico de fuerza. Los resultados se presentan en la figura 8, confirmando lo discutido anteriormente: la rigidez del ABS experimenta un notable incremento del 36% al pasar de 1 a 10 mm/min (de ~3.38 a ~4.62 kN/mm). Por el contrario, la rigidez del PLA permanece virtualmente idéntica en el mismo rango (5.11 vs 5.06 kN/mm), una variación despreciable.

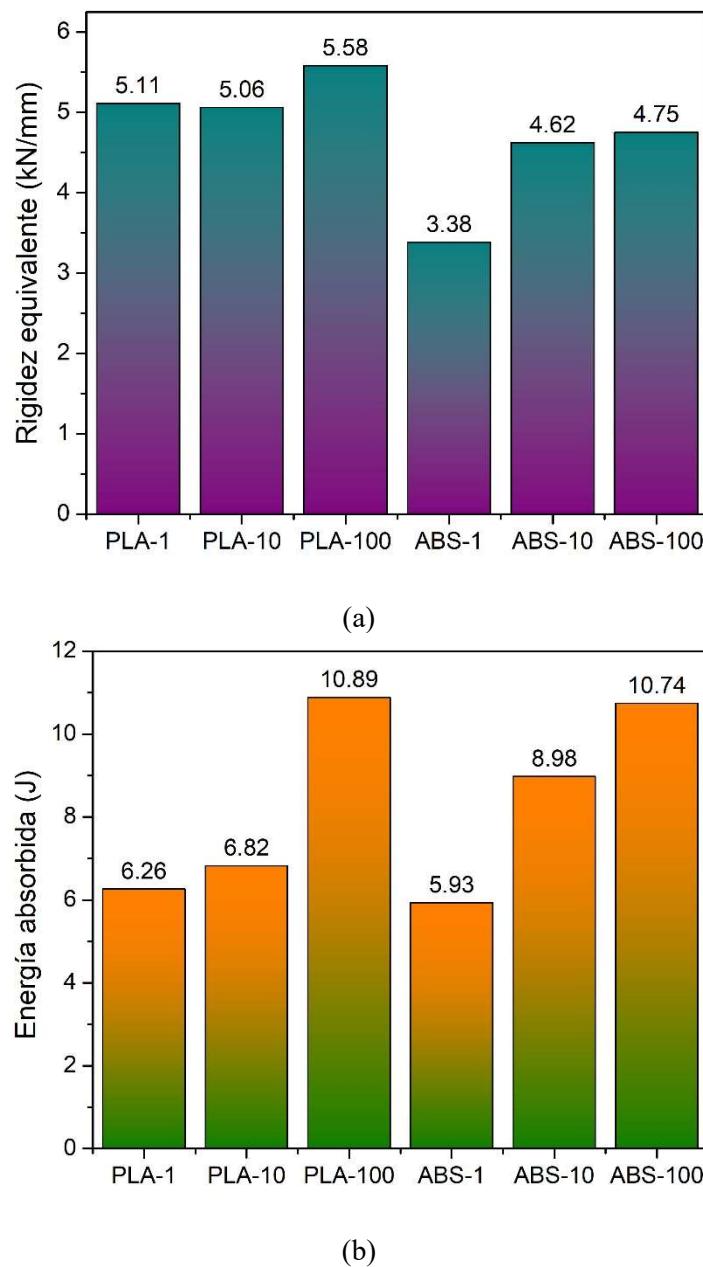


Fig. 8. (a) Rigidez equivalente y (b) energía absorbida, para los cubos de PLA y ABS en función de la velocidad de deformación.

La capacidad de absorción de energía de las estructuras auxéticas se evaluó calculando la energía mecánica absorbida hasta el valor máximo de fuerza, definida como el área bajo la curva fuerza–desplazamiento. Este parámetro es particularmente relevante para aplicaciones de absorción de impacto y amortiguamiento mecánico, ya que integra tanto la rigidez como la extensión de la deformación plástica. Los resultados muestran que tanto las estructuras de PLA como las de ABS son capaces de absorber cantidades significativas de energía antes de alcanzar la falla estructural. Sin embargo, se observa una diferencia clara en la forma en que la energía absorbida depende de la rapidez de deformación.

En el caso del PLA, la energía absorbida hasta el pico de fuerza presenta variaciones relativamente pequeñas al aumentar la velocidad de ensayo. Esto es consistente con su baja sensibilidad a la rapidez

de deformación, derivada de su comportamiento predominantemente vítreo a temperatura ambiente, donde los mecanismos de disipación viscoelástica son limitados. Por el contrario, las estructuras auxéticas de ABS muestran un incremento apreciable de la energía absorbida al aumentar la rapidez de deformación. A velocidades bajas, la estructura tiene mayor capacidad de disipar energía mediante mecanismos viscoelásticos, lo que conduce a una respuesta más blanda y a valores menores de fuerza máxima. A velocidades más altas, estos mecanismos no tienen tiempo suficiente para activarse, resultando en una respuesta más rígida y en una mayor energía absorbida antes del colapso. Este comportamiento refuerza la idea de que la absorción de energía en estructuras auxéticas impresas en 3D no depende únicamente de la geometría celular, sino también del carácter viscoelástico del material base y de la escala temporal del proceso de deformación.

### Correlación entre DMA y respuesta mecánica

La marcada diferencia en la dependencia de la rapidez de deformación entre el ABS y el PLA se explica directamente por sus propiedades viscoelásticas intrínsecas, presentadas en la tabla II. El factor de pérdida ( $\tan \delta$ ), es una medida directa del amortiguamiento, es decir, de la capacidad de un material para disipar energía internamente. A la temperatura de ensayo ( $25^{\circ}\text{C}$ ),  $\tan \delta$  del ABS (0.015) es  $\sim 67\%$  mayor que el del PLA (0.009). En el caso del PLA, el bajo valor de  $\tan \delta$  indica que el material se encuentra profundamente en su estado vítreo (por debajo de su  $T_g$  de  $\sim 65^{\circ}\text{C}$ ), donde las cadenas poliméricas carecen de movilidad molecular de largo alcance. Al no disponer de mecanismos activos de relajación molecular, el material responde como un sólido elástico casi ideal; por ello, su rigidez es insensible a la rapidez de aplicación de la carga, ya sea 1 mm/min o 10 mm/min.

Por el contrario, el valor de  $\tan \delta$  del ABS, aún por debajo de la  $T_g$  ( $\sim 113^{\circ}\text{C}$ ), confirma la presencia de mecanismos activos de relajación secundarios. De acuerdo con el principio de superposición tiempo-temperatura, un ensayo lento (1 mm/min) ofrece tiempo suficiente para que dichas relajaciones ocurran, permitiendo al material disipar energía y comportarse de manera relajada (blanda), con una rigidez menor (3.38 kN/mm). En cambio, durante un ensayo rápido (100 mm/min), el tiempo disponible es insuficiente para que se desarrollem estas relajaciones, lo que “congela” los mecanismos internos de amortiguamiento y provoca una respuesta no relajada (más rígida), reflejada en una mayor rigidez (4.75 kN/mm). En consecuencia, la alta sensibilidad a la rapidez de deformación observada en la estructura de ABS es una manifestación macroscópica directa de su amortiguamiento a nivel molecular.

### CONCLUSIONES

En este trabajo se fabricaron estructuras auxéticas cúbicas mediante impresión en 3D, utilizando PLA y ABS como materiales base. Los resultados confirman que es posible obtener geometrías auxéticas funcionales a partir de polímeros termoplásticos comerciales, manteniendo parámetros de impresión controlados. El análisis mecánico dinámico (DMA) permitió identificar diferencias claras en el comportamiento viscoelástico de ambos materiales a temperatura ambiente. En particular, el ABS presentó un factor de pérdida ( $\tan \delta$ ) significativamente mayor que el PLA, lo que indica una mayor capacidad de disipación de energía asociada a mecanismos de relajación molecular activos, aún por debajo de su temperatura de transición vítreo.

Los ensayos de compresión uniaxial mostraron que las estructuras auxéticas fabricadas en ABS presentan una dependencia de la rigidez con respecto a la rapidez de deformación, mientras que las estructuras de PLA exhiben una respuesta mecánica prácticamente independiente de la velocidad de carga en el rango analizado. Este comportamiento evidencia que, aunque la geometría auxética define el modo de deformación global, las propiedades viscoelásticas del polímero base controlan la sensibilidad temporal de la respuesta mecánica. La correlación directa entre los resultados de DMA y los ensayos mecánicos demuestra que la respuesta macroscópica de estructuras auxéticas impresas en 3D puede interpretarse y anticiparse a partir de parámetros viscoelásticos fundamentales, como el módulo de almacenamiento y el factor de pérdida. En este sentido, este estudio refuerza la importancia

de considerar no solo la geometría, sino también el comportamiento viscoelástico dependiente del tiempo del material base durante el diseño de metamateriales poliméricos y estructuras auxéticas.

## REFERENCIAS

1. L.-Q. Wang, J.-Z. Tong, Z.-S. Pan, K. E. Evans e J. Shen, “Poisson’s ratio control in auxetic metamaterials under large tensile strains,” *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 304, p. 110637, 2025.
2. Y. Zhang, W. Z. Jiang, W. Jiang, X. Y. Zhang, J. Dong, Y. M. Xie, K. E. Evans e X. Ren, “Recent Advances of Auxetic Metamaterials in Smart Materials and Structural Systems,” *Advanced Functional Materials*, vol. 35, p. 2421746, 2025.
3. Y. Liu, C. Zhao, C. Xu, J. Ren e J. Zhong, “Auxetic meta-materials and their engineering applications: a review,” *Engineering Research Express*, vol. 5, p. 042003, 2023.
4. V. A. Lvov, F. S. Senatov, A. A. Veveris, V. A. Skrybykina e A. D. Lantada, “Auxetic Metamaterials for Biomedical Devices: Current Situation, Main Challenges, and Research Trends,” *Materials*, vol. 15, p. 1439, 2022.
5. M. Sun, X. Hu, L. Tian, X. Yang e L. Min, “Auxetic Biomedical Metamaterials for Orthopedic Surgery Applications: A Comprehensive Review,” *Orthopaedic Surgery*, vol. 16, pp. 1801-1815, 2024.
6. D. V. Truong, H. Nguyễn, R. Fangueiro, F. Ferreira e Q. Nguyễn, “Auxetic materials and structures in the automotive industry: Applications and insights,” *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, p. 07316844251334174, 2025.
7. A. S. Patir, O. B. Ceylan, B. Sari, H. Kenan e I. Sen, “Re-entrant Chiral Auxetic: An Optimal Lightweight Design and Enhanced Performance for Aerospace Structural Parts,” *Digitalization in Additive Manufacturing*, pp. 715–729, 2025.
8. M. Wallbanks, M. F. Khan, M. Bodaghi, A. Triantaphyllou e A. Serjouei, “On the design workflow of auxetic metamaterials for structural applications,” *Smart Materials and Structures*, vol. 31, p. 023002, 2022.
9. A. Joseph, V. Mahesh e D. Harursampath, “On the application of additive manufacturing methods for auxetic structures: a review,” *Advances in Manufacturing*, vol. 9, p. 342–368, 2021.
10. B. Schürger, J. Bocko, P. Frankovský, I. Delyová e J. Kostka, “Directional Auxetic Behavior of Mechanical Metamaterials: Material-Dependent and Geometry-Driven Mechanisms,” *Materials*, vol. 18, p. 5103, 2025.
11. X.-T. Wang, B. Wang, X.-W. Li e L. Ma, “Mechanical properties of 3D re-entrant auxetic cellular structures,” *International Journal of Mechanical Sciences*, Vols. %1 de %2131-132, pp. 396-407, 2017.
12. B. Koohbor, K. Z. Uddin, M. Heras, G. Youssef, D. Miller, S. Sockalingam, M. A. Sutton and T. Kiel, “Strain rate sensitivity of rotating-square auxetic metamaterials,” *International Journal of Impact Engineering*, vol. 195, pp. 1-13, 2025.
13. M. Cristea, D. Ionita e M. M. Iftime, “Dynamic Mechanical Analysis Investigations of PLA-Based Renewable Materials: How Are They Useful?,” *Materials*, vol. 13, p. 5302, 2020.
14. T. R. Giri e R. W. Mailen, “Thermomechanical behavior of polymeric periodic structures,” *Additive Manufacturing*, vol. 49, p. 102512, 2022.
15. Y. Zhang, Z. Wang, F. Jiang, J. Baia e Z. Wang, “Effect of miscibility on spherulitic growth rate for double-layer polymer films,” *Soft Matter*, vol. 9, pp. 5771-5778, 2013.
16. R. Hedayati, M. Alavi e M. Sadighi, “Effect of Degradation of Polylactic Acid (PLA) on Dynamic Mechanical Response of 3D Printed Lattice Structures,” *Materials*, vol. 17, p. 3674, 2024.
17. A. Pellegrini, M. E. Palmieri, F. Lavecchia, L. Tricarico e L. M. Galantucci, “Auxetic behavior of 3D-printed structure made in acrylonitrile butadiene styrene and carbon fiber-reinforced polyamide,” *Progress in Additive Manufacturing*, vol. 9, p. 461–469, 2024.

18. I. Maskery, N. Aboulkhair, A. Aremu, C. Tuck e I. Ashcroft, “Compressive failure modes and energy absorption in additively manufactured double gyroid lattices,” *Additive Manufacturing*, vol. 16, pp. 24-29, 2017.
19. B. Nečemer, J. Kramberger, T. Vuherer e S. Glodež, “Fatigue crack initiation and propagation in re-entrant auxetic cellular structures,” *International Journal of Fatigue*, vol. 126, pp. 241-247, 2019.
20. D. Faraci, L. Driemeier e C. Comi, “Bending-Dominated Auxetic Materials for Wearable Protective Devices Against Impact,” *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, vol. 7, p. 425–435, 2021.

# Colaboradores

## **Alcorta García, Efraín**

Ingeniero en Electrónica y Comunicaciones (1989) y Maestro en Ciencias de la Ingeniería Eléctrica por la Universidad Autónoma de Nuevo León. Doctor en Ingeniería Eléctrica por la Universidad Gerhard-Mercator Duisburg (1999). Desde noviembre de 1999 se desempeña como profesor investigador en Ingeniería Eléctrica en el área del control automático, así como en el diagnóstico y control tolerantes a fallas. Realizó realizó una estancia de investigación en la Universidad de Burdeos, Francia (2008-2009), es académico titular de la Academia de Ingeniería de México, de la Asociación de Control Automático de México, de AMESDYC así como de la IEEE.

## **Balderas Torres, Lesli del Carmen**

Ingeniera Mecánica Administradora por la Universidad Autónoma de Nuevo León. Ha desarrollado investigación experimental y teórica en biodiesel a partir de aceites reciclados y biomasa vegetal. Participó en el Programa Sakura en Ciencia de la Universidad de Kumamoto, Japón. Cuenta con experiencia en procesos de manufactura y caracterización de combustibles.

## **Bello Gómez, Mario Alberto**

Doctor en Ingeniería de Materiales, Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales e Ingeniero Mecánico Administrador por la Universidad Autónoma de Nuevo León, en donde se desempeña como profesor-investigador. Se interesa en la simulación por elementos finitos, dinámica de fluidos e Industria 4.0. Es Coordinador de Servicios al Exterior del Centro de Innovación, Investigación y Desarrollo en Ingeniería y Tecnología, FIME-UANL. Es miembro del SNII nivel I.

## **Díaz Romero, David Alejandro**

Ingeniero en Control y Computación, Maestría en Ciencias de la Ingeniería Eléctrica, por la Universidad Autónoma de Nuevo León y Doctorado en Control Automático y Sistemas, Sheffield University. Sus intereses son los métodos topológicos aplicados a sistemas dinámicos, análisis y diseño de sistemas, control automático y análisis de sistemas. Es miembro del Cuerpo Académico en Automatización y Control, UANL-CA-170.

## **García Montes, Saida Mayelal**

Licenciada en Química de la Facultad de Ciencias Química y Maestra en Ingeniería de Materiales por la Universidad Autónoma de Nuevo León. Doctorada en Ingeniería de Materiales en cotutela Kumamoto University Japón y la UANL. Investigadora en Nanotecnología, Ingeniería Biomédica y Procesamiento de Materiales con Fluidos Supercríticos. Es profesora-investigadora en la UANL.

## **Garza Camarena Jesús Daniel**

Especialista en diseño de hardware para sistemas embebidos, cuenta con formación en ingeniería en Electrónica y Automatización y una Maestría en Ingeniería Mecatrónica por la Universidad Autónoma de Nuevo León en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Ha realizado estudios en Francia y Bélgica, y cuenta con experiencia en el desarrollo de sistemas embebidos y circuitos impresos para aplicaciones de telemetría y rastreo satelital. Es docente en la FIME-UANL en asignaturas relacionadas con diseño electrónico, electrónica digital y microcontroladores. Además es Coordinador Administrativo de Laboratorios a nivel licenciatura.

### **Guerrero-Mata, Martha Patricia**

Licenciada en Ciencias Físicas, Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales por la Universidad Autónoma de Nuevo León, y Doctorado en Ingeniería de Materiales de la Universidad de Sheffield en Inglaterra. Desde 1997 es profesor investigador de tiempo completo en la FIME- UANL. Ha sido profesor invitado en la Escuela de Minas de Nancy, Francia, en la Universidad de Gante, Bélgica y en la Colorado School of Mines en Estados Unidos. Ha sido líder de proyectos de investigación y tecnología fondeados por Conahcyt, la Unión Económica Europa y el sector productivo. Sus áreas de investigación son: propiedades mecánicas de materiales metálicos, simulación numérica de procesos de conformado, galvanizado y termo-galvanizado y soldadura. Es miembro del Sistema Nacional de Investigadores, nivel II, cuenta con reconocimiento de Perfil Prodep y es Miembro Regular de la Academia Mexicana de Ciencias, titular de la Académica de Ingeniería de México y miembro del cuerpo académico consolidado “Procesamiento de aleaciones metálicas avanzadas”, miembro de la New York Academy of Science y Fellow del Institute of Materials, Minerals and Mining del Reino Unido.

### **López Pavón, Luis Alberto**

Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales y Doctor en Ingeniería de Materiales por la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León. Profesor Investigador de la FIME-UANL. Investiga el fenómeno de superelasticidad en aleaciones base Ti libres de Ni y materiales nanoestructurados.

### **Mohamed-Noriega Nasser**

Ingeniero Mecánico Electricista por la Universidad Autónoma de Nuevo León, Maestro en Ciencias por la misma Universidad y Doctorado en Ciencias Naturales con acentuación en Química Inorgánica por la Universidad Técnica de Dresden, Alemania. Profesor de tiempo completo por la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la UANL. Es Director de Innovación y Alianzas Estratégicas de la UANL, así como enlace Central de la UANL en temas de Industria 4.0 y coordinador de la “Estrategia

de Clústers UANL”. Experiencia en investigación en grupos multidisciplinarios y multiculturales con interés en nanomateriales y materiales funcionales para aplicaciones electrónicas, biomédicas y en energía; así como en el diseño, validación y desarrollo de dispositivos electromecánicos; así como en la aplicación de herramientas digitales para la transformación digital. Miembro del SNII nivel I.

### **Moreno Cortez, Iván Eleazar**

Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales y Doctor en Ingeniería de Materiales por la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León. Profesor Investigador de la FIME-UANL. Estudia las propiedades morfológicas y catalíticas de las enzimas inmovilizadas y su aplicación en biosensores, sistemas de liberación e ingeniería de tejidos.

### **Platas Garza, Miguel Ángel**

Cuenta con la Licenciatura en Ingeniería en Control y Computación, Maestría en Ciencias de la Ingeniería Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León, y Doctorado en Control Automático y Sistemas, Sheffield University. Su interés son los métodos topológicos aplicados a sistemas dinámicos, análisis y diseño de sistemas, control automático y análisis de sistemas. Es miembro del Cuerpo Académico en Automatización y Control, UANL-CA-170.

### **Puente Córdova-Jesús Gabino**

Profesor-Investigador de la FIME-UANL. Cursó la Licenciatura de Ingeniero Mecánico Electricista, Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales y el Doctorado en Ingeniería de Materiales, por la FIME-UANL. Cuenta con perfil PRODEP y es miembro del SNII nivel I. Sus intereses de investigación incluyen la reología de polímeros, diseño mecánico, teoría de vibraciones, propiedades electromagnéticas de los materiales, y el cálculo fraccionario.

### **Rentería Baltiérrez, Flor Yanhira**

Profesora en la Facultad de Ciencias Químicas (FCQ) de la Universidad Autónoma de Nuevo León. Cursó la licenciatura en Ingeniería Industrial en el Tecnológico Nacional de México – Delicias, obtuvo la Maestría en

Ciencia de Materiales en el Centro de Investigación en Materiales Avanzados (CIMAV), y el Doctorado en Ingeniería de Materiales por la FIME-UANL. Realizó una estancia doctoral en L’Institut FEMTO-ST, Besançon, Francia. Sus intereses de investigación incluyen la manufactura aditiva, las propiedades mecánicas y eléctricas de sistemas poliméricos, así como el modelado mediante cálculo fraccional. Actualmente es miembro del SNII nivel 1.

#### **Reyes Osorio, Luis Arturo**

Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales y Doctor en Ingeniería de Materiales por la FIME-UANL y profesor-investigador de la misma universidad. Experiencia profesional en el estudio y modelado de estructuras, manufactura avanzada y procesos mecánicos.

#### **Valdés-Vázquez, Marianar**

Ingeniera Química Metalúrgica egresada de la Facultad de Química de la Universidad Nacional Autónoma de México, Maestra en Ciencias e Ingeniería de los Materiales egresada del Instituto de Investigaciones en Materiales de la UNAM y estudiante de Doctorado en Ingeniería de Materiales en la Universidad Autónoma de Nuevo León con enfoque en materiales metálicos en el proceso de laminación en caliente de aceros avanzados este

tema de tesis es desarrollado en conjunto con la industria colaborando en el área de Investigación y Desarrollo en la empresa TERNIUM. acreedora del reconocimiento ANFEI y la medalla Gabino Barreda en 2017, participación como tesorera del capítulo estudiantil de Material Advantage de 2015-2016, Con participaciones en estancias cortas de investigación ayudando a alumnos de licenciatura y preparatoria, y en participaciones en congresos nacionales e internacionales.

#### **Vallejo Martínez, Alejandra**

Estudiante del posgrado en ciencias de la ingeniería con orientación en Nanotecnología. Habilidades de análisis mediante elemento finito, caracterización de materiales avanzada y modelado de estructuras.

#### **Zambrano Serrano, Ernesto**

Es investigador en sistemas dinámicos, control no lineal y cálculo fraccionario, con experiencia en sistemas caóticos, memristivos y redes neuronales fraccionarias. Doctor en Control y Sistemas Dinámicos por el IPICyT (2017), es profesor en la Universidad Autónoma de Nuevo León, miembro del SNI Nivel I y de AMESDYC. Ha realizado estancias de investigación en México y Hong Kong, participa en libros y proyectos científicos, y es responsable técnico del proyecto CF-2023-I-1110 de SECIHTI.

# Información para colaboradores



Se invita a estudiantes, docentes, investigadores, profesionistas y demás interesados en difundir sus trabajos científicos y tecnológicos, a colaborar con sus artículos en la revista Ingenierías.

## LINEAMIENTOS EDITORIALES

Es requisito que las colaboraciones sean producto del trabajo directo de los autores, estableciendo claramente su contribución, y que estén escritas en un lenguaje claro y accesible. Se sugiere que las contribuciones no estén redactadas en primera persona. El número máximo de autores por artículo es cinco.

Todos los artículos recibidos estarán sujetos a arbitraje de tipo doble ciego, siendo el dictamen inapelable. Los criterios aplicables a la selección y dictaminación de textos serán: originalidad, rigor científico, exactitud de la información y la claridad en el lenguaje.

La publicación de artículos en la revista Ingenierías implica ceder los derechos de autor a la UANL. Asimismo, los artículos aprobados estarán sujetos a revisión de estilo.

## CRITERIOS EDITORIALES

Los autores de artículos de revisión o divulgación deberán presentar trabajos que ofrezcan una panorámica del campo temático, separar las dimensiones del tema y presentar una conclusión que se derive del material presentado.

Las contribuciones sobre modelación y simulación deberán estar científicamente validadas dentro del propio trabajo.

No se consideran para publicación protocolos de investigación, manuales, proyectos, propuestas o trabajos inconclusos.

Los artículos extensos y divididos en partes deberán enviarse en su totalidad, pues se arbitrarán como un solo manuscrito.

## INSTRUCCIONES DE ENVÍO

La propuesta de publicación consistirá en lo siguiente: 1) manuscrito del artículo con autores (.docx y .pdf), 2) manuscrito del artículo sin autores (.docx), 3) material gráfico en alta resolución (300 dpi y 15 cm en su lado más corto, .tif, .eps, .jpg o .bmp) y 4) fichas biográficas de cada autor con un máximo de 150 palabras (.docx). Estos archivos se deberán enviar a través de la plataforma digital de la revista (<https://ingenierias.uanl.mx/index.php/i>). Adicionalmente, se deberán llenar los campos de información que se soliciten en la plataforma.

La extensión de los artículos no deberá exceder de 15 cuartillas tamaño carta (incluyendo material gráfico) en tipografía Times New Roman de 11 puntos en interlineado sencillo.

Los artículos deberán incluir un resumen tanto en español como en inglés, de no más de 150 palabras, así como un máximo de 5 palabras clave, tanto en español como en inglés.

Las referencias deberán ir numeradas en el orden de citado en el texto. La bibliografía deberá seguir el formato de citación APA 7<sup>a</sup> ed.

El material gráfico, además de estar incluido en el artículo, deberá enviarse en archivos individuales.

## CONTACTO

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica  
Universidad Autónoma de Nuevo León,  
Edificio 7, primer piso, ala norte.

Tel.: 8329-4000 Ext. 5854  
E-mail: [revistaingenierias@uanl.mx](mailto:revistaingenierias@uanl.mx)

# Código de ética



## Autores

### *Criterio de autoría o coautoría*

Se considera autor o coautor a quien haya contribuido significativamente a la conceptualización, desarrollo, ejecución, análisis, discusión o redacción del trabajo.

Los autores deben:

Presentar un manuscrito inédito que contenga una narración concisa y exacta del trabajo desarrollado, así como una discusión objetiva de su significado intelectual y científico.

Incluir detalles suficientes y referencias a fuentes de información públicas que cumplan con las condiciones necesarias para la confirmación o falsación científica del trabajo por terceros.

Citar aquellas publicaciones que son antecedentes esenciales para comprender el trabajo.

Incluir a los coautores fallecidos, asentando la fecha de su muerte.

Incluir a los coautores que hayan cambiado de afiliación durante el proceso de preparación y publicación del documento, señalando el evento en una nota.

Reconocer mediante una nota de agradecimiento el apoyo de las instituciones y organismos que hayan contribuido significativamente al desarrollo del trabajo, así como a colaboradores que hayan contribuido de manera importante, incluyendo a fallecidos o a quienes hayan cambiado de afiliación, pero sin que hayan llegado a cumplir con el criterio de coautoría, si los hubiera.

Responsabilizarse del material que presentan en su manuscrito.

Atender puntualmente las críticas y observaciones emitidas por los revisores como parte del proceso de evaluación.

Los autores deben abstenerse de:

Ofrecer manuscritos que se encuentren en consideración por otras publicaciones.

Presentar críticas personales en sus trabajos.

Incluir información que hayan obtenido mediante comunicación privada que no se localice en publicaciones.

Incluir información que hayan obtenido de manera confidencial sin el permiso explícito correspondiente.

Incluir información obtenida en el proceso de servicios confidenciales, tales como documentación para concursos o solicitudes de becas.

Citar publicaciones que no se relacionen o que sólo se relacionen remotamente con la materia.

Incluir como autores a terceros que no cumplen con el criterio de coautoría.

Utilizar nombres ficticios o pseudónimos.

## Revisores

### *Deberes*

Los revisores deben:

Evaluar el manuscrito enviado para su consideración, y emitir su fallo correspondiente en tiempo y forma.

Declinar cualquier invitación para evaluar un manuscrito si no se consideran calificados, carecen de tiempo para juzgar o se les presenta algún conflicto de intereses, tal como encontrarse vinculados estrechamente a los autores o al trabajo a evaluar.

Manifestar al editor cualquier conflicto de intereses que detecten.

Considerar un manuscrito enviado para revisión como un documento confidencial.

Explicar y apoyar sus juicios de manera suficiente para que el editor, los miembros de cuerpo editorial y los autores comprendan el fundamento de sus observaciones y sugerencias.

Considerar en su revisión posibles errores o fallas de los autores al citar el trabajo relevante de otros.

Informar al editor si encontraran alguna semejanza substancial entre el manuscrito y cualquier otro trabajo.

#### *Restricciones*

Los revisores deben abstenerse de:

Conservar, difundir o utilizar información, argumentos o interpretaciones no publicados contenidos en el manuscrito posteriormente al proceso de evaluación.

Contactar a los autores, si hubieran inferido su identidad, previamente a haber emitido su fallo.

Expresar críticas personales.

#### **Editor**

##### *Deberes*

El editor debe:

Dar consideración justa e imparcial a todos los manuscritos ofrecidos para su publicación, juzgando cada uno de sus méritos científicos o tecnológicos, sin prejuicios de raza, género, religión, creencia, origen étnico, ciudadanía, posicionamiento filosófico o político de los autores.

Considerar un manuscrito enviado para revisión como un documento confidencial.

Explicar y apoyar su juicio final para que los autores comprendan el fundamento de sus observaciones.

Respetar la independencia intelectual de los autores.

Procesar los manuscritos con diligencia.

Ejercer su responsabilidad y la autoridad para aceptar o rechazar un artículo enviado para su publicación.

Delegar en los miembros del consejo editorial o comité técnico la autoridad para aceptar o rechazar un manuscrito enviado para su publicación en casos en que se presente algún conflicto de intereses con él.

Delegar la responsabilidad y autoridad editorial en alguno de los miembros de los consejos editoriales cuando él sea autor o coautor de un manuscrito sometido a consideración de la revista.

#### *Restricciones*

El editor debe abstenerse de:

Utilizar la información, argumentos o interpretaciones no publicados desplegados en un manuscrito sometido, excepto cuando cuente con el permiso de los autores.

Compartir información sobre un manuscrito en proceso de revisión o publicación a ninguna persona fuera de aquellos a quienes se les solicite consejo profesional.

Expresar críticas personales.

#### **Cuerpo Editorial**

##### **(Consejos Editoriales y Comité Técnico)**

##### *Deberes*

Los miembros del cuerpo editorial deben:

Estar dispuestos a otorgar consejo al editor en las situaciones requeridas.

Declinar cualquier invitación para brindar consejo si se les presenta algún conflicto de intereses, tal como encontrarse vinculados estrechamente con los autores o con el trabajo a evaluar.

Manifestar al editor cualquier conflicto de intereses que detecten.

Considerar un manuscrito enviado para revisión como un documento confidencial.

Explicar y apoyar sus juicios de manera suficiente para que el editor, los miembros de cuerpo editorial y los autores comprendan el fundamento de sus observaciones.

Respetar la independencia intelectual de los autores.

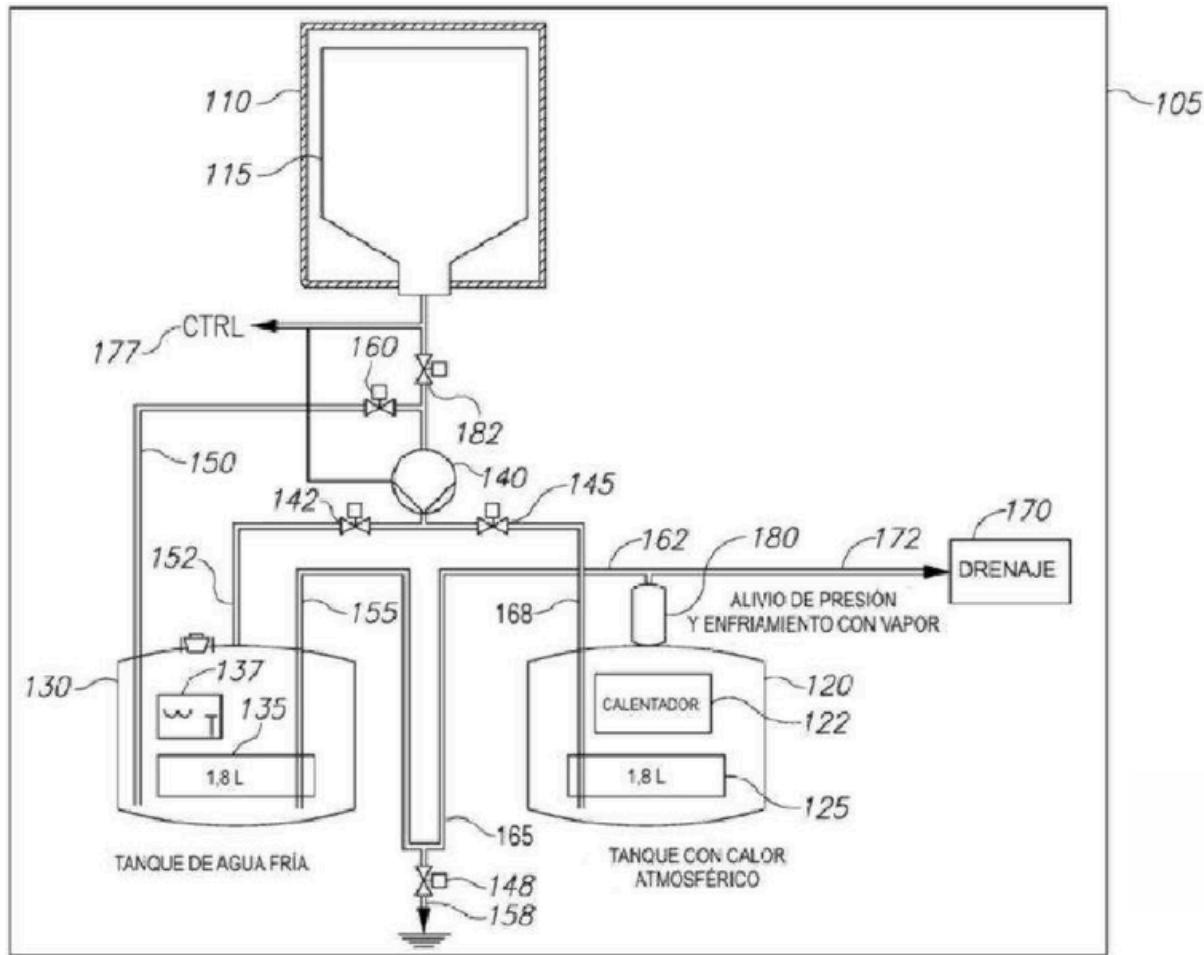
#### *Restricciones*

Los miembros del cuerpo editorial deben abstenerse de:

Utilizar la información, argumentos o interpretaciones no publicados desplegados en un manuscrito sometido, excepto cuando se cuente con el permiso de los autores.

Compartir información sobre un manuscrito en proceso de revisión o publicación a ninguna persona fuera de aquellos a quienes se les solicite consejo profesional.

Expresar críticas personales.



### DISPENSADOR DE AGUA CON MECANISMO DE LIMPIEZA

Este aparato cuenta con un sistema de control configurado para hacer funcionar la unidad de succión en el conjunto de tubos y válvulas para ejecutar un ciclo de limpieza principal y uno secundario. Durante el primer ciclo, el agua se aspira desde el tanque de agua fría y se conduce hacia el tanque de agua caliente, desplazando el agua ya contenida en éste, la cual regresa al tanque de agua fría a través de los tubos de salida de agua caliente y fría, permitiendo la limpieza interna de tales tubos y tanques. En cuanto al ciclo de limpieza secundario, el agua aspirada desde el tanque de agua fría circula a través del tubo correspondiente y retorna al mismo contenedor, lo cual permite eliminar residuos específicamente en esta área, finalizando así el proceso de limpieza en su totalidad.

Forte, Y., & Bronstein, M. (2018). Dispensador de agua con mecanismo de limpieza (Patente ES 2649406). Organización Mundial de la Propiedad Intelectual.

Prompt por Aldo Alberto Torres Ramos, utilizando herramientas de Inteligencia Artificial  
"Una toma 3D gran angular hiperrealista de la migración de la mariposa monarca en los bosques de oyamel de Michoacán, México. La cámara está posicionada en el aire, volando dentro de un denso enjambre de miles de mariposas monarca con alas vibrantes de color naranja y negro".

