



Análisis de las propiedades de remanencia debidas a la deposición metálica (Ni) sobre la superficie de la hexaferrita de estroncio. © 2026 por Fabiola Jacqueline Santos López tiene la licencia [CC BY NC SA 4.0](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/)



UNIVERSIDAD AUTONOMA DE SAN LUIS POTOSI

Facultad de Ciencias

Doctorado Institucional en Ingeniería y Ciencia de Materiales (DICIM)

ANÁLISIS DE LAS PROPIEDADES DE REMANENCIA DEBIDAS A
LA DEPOSICIÓN METÁLICA (Ni) SOBRE LA SUPERFICIE DE LA
HEXAFERRITA DE ESTRONCIO.

Tesis presentada para obtener el grado de:

Doctora

Presenta:

M.C. Fabiola Jacqueline Santos López

Director de tesis:

Dr. Gerardo Ortega Zarzosa

Co-directores de tesis:

Dr. Azdrubal Lobo Guerrero Serrano

Dr. José Refugio Martínez Mendoza



San Luis Potosí, México

13 de Marzo de 2026

CÓMITE TUTORIAL

Director de Tesis:

Dr. Gerardo Ortega Zarzosa

Codirectores de Tesis:

Dr. Azdrubal Lobo Guerrero Serrano

Dr. José Refugio Martínez Mendoza

Tutora Académica:

Dra. Mildred Quintana Ruíz

Sinodales:

Dr. Said Eduardo Aranda Espinoza

Dr. Salvador Antonio Palomares Sánchez

Sinodal Externo:

Dr. Jesús Hazael García Gallegos

AGRADECIMIENTOS

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento al Dr. Azdrubal Lobo Guerrero Serrano por su acompañamiento constante durante el desarrollo y culminación de esta investigación. Su orientación académica, la claridad de sus observaciones y su disposición para el diálogo fueron fundamentales para la consolidación de este proyecto. Agradezco también su calidad humana y su trato respetuoso, que hicieron de este proceso una experiencia formativa no solo en el ámbito académico, sino también en lo personal.

Agradezco de manera especial al Dr. José Refugio Martínez Mendoza y al Dr. Gerardo Ortega Zarzosa por su valioso acompañamiento durante el desarrollo de esta investigación; sus observaciones, sugerencias y análisis crítico contribuyeron de manera significativa al fortalecimiento de este trabajo.

Mi reconocimiento al Comité Tutorial por el seguimiento académico realizado a lo largo de esta investigación. Sus observaciones y recomendaciones contribuyeron de manera significativa al fortalecimiento de la estructura, el análisis y la solidez de este trabajo. Asimismo, valoro el tiempo y la atención dedicados a la revisión de los avances presentados en cada etapa del proceso.

Asimismo, expreso mi reconocimiento al Dr. Jesús Hazael García Gallegos, al Dr. Joaquín de la Torre Medina, a la Dra. Ana María Herrera González y al Dr. Jaime

Guerrero Paz por su valiosa colaboración en la parte experimental de este proyecto. Su asesoría técnica, disposición y contribuciones en laboratorio fueron fundamentales para la adecuada ejecución de los experimentos.

De igual manera, manifiesto mi gratitud al Dr. Said Eduardo Aranda Espinoza y a la Dra. Raquel Murillo Ortiz por sus aportaciones en la obtención de los resultados presentados en esta tesis.

Finalmente, se reconoce a la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI) por el otorgamiento de la beca **No. 1006975**, la cual representó un apoyo fundamental para mi formación doctoral y permitió dedicarme de tiempo completo a la realización de esta investigación.

DEDICATORIA

A mis padres, por su amor incondicional, apoyo constante y por ser el pilar que ha

sostenido cada una de mis metas.

A mi pareja y amigos, por estar a mi lado en cada momento y por recordarme, incluso

en los momentos más exigentes, la importancia de disfrutar el proceso.

Gracias.

RESUMEN

En este trabajo se determinó el origen físico de las interacciones magnéticas interfaciales en sistemas compuestos por hexaferrita de estroncio (SrM) con recubrimientos metálicos.

Se depositaron cobre, aluminio, titanio y níquel mediante magnetrón sputtering, y níquel adicionalmente por electrodeposición. El análisis estructural y morfológico confirmó la formación de capas continuas con espesor controlado y estructura dependiente del método de deposición.

Los resultados magnéticos mostraron que los recubrimientos diamagnéticos y paramagnéticos (Cu, Al y Ti) incrementan la coercitividad, la remanencia y el producto de energía máximo en comparación con la SrM sin recubrimiento. El análisis de curvas δM y gráficos de Henkel evidenció una mitigación de interacciones dipolares desmagnetizantes y la modificación del régimen de interacciones interparticulares, favoreciendo un estado magnetizado más estable. En contraste, el níquel, como fase ferromagnética blanda, produjo una disminución general de la coercitividad, sin embargo, a bajo tiempo de deposición se observó un aumento en la coercitividad.

Se sugiere que la respuesta magnética en sistemas SrM/metal está gobernada por la competencia entre interacciones dipolares y efectos interfaciales de corto alcance, siendo la naturaleza y el espesor del recubrimiento parámetros críticos para la modulación de las propiedades magnéticas.

Palabras clave: Hexaferrita de estroncio, curvas de Henkel, interacciones interfaciales, interacciones de intercambio, recubrimiento metálico.

ABSTRACT

This work determined the physical origin of interfacial magnetic interactions in systems composed of strontium hexaferrite (SrM) with metallic coatings.

Copper, aluminum, titanium, and nickel were deposited by magnetron sputtering, and nickel was additionally deposited by electrodeposition. Structural and morphological analysis confirmed the formation of continuous layers with controlled thickness and a structure dependent on the deposition method.

Magnetic results showed that diamagnetic and paramagnetic coatings (Cu, Al, and Ti) increased coercivity, remanence, and maximum energy product compared to uncoated SrM. Analysis of δM curves and Henkel plots revealed a mitigation of demagnetizing dipolar interactions and a modification of the interparticle interaction regime, favoring a more stable magnetized state. In contrast, nickel, as a soft ferromagnetic phase, produced a general decrease in coercivity; however, at short deposition times, an increase in coercivity was observed. It is suggested that the magnetic response in SrM/metal systems is governed by the competition between dipolar interactions and short-range interfacial effects, with the nature and thickness of the coating being critical parameters for modulating magnetic properties.

Keywords: Strontium hexaferrite, Henkel curves, interfacial interactions, exchange interactions, metallic coating.

ÍNDICE

Comité Tutorial	ii
Agradecimientos	iii
Dedicatoria	v
Resumen	vi
Abstract	vii
1. Introducción	1
1.1 Antecedentes	3
1.2 Planteamiento del problema	6
1.3 Justificación	7
1.4 Hipótesis	8
1.5 Objetivos	9
2. Marco Teórico	11
2.1 Estructura magnetocristalina de la hexaferrita de estroncio	11
2.2 Fundamentos de materiales magnéticos	13
2.2.1 Propiedades magnéticas de la materia	13
2.2.2 Producto de energía máximo (BH_{\max})	18
2.2.3 Propiedades de remanencia	20
2.2.4 El modelo de Stoner-Wohlfarth	22
2.2.5 Interpretación de los gráficos de Henkel	23

2.3 Fundamentos de deposición metálica	24
2.3.1 Electrodeposición química	24
2.3.2 Pulverización catódica por magnetrón (<i>Sputtering</i>)	26
2.4 Técnicas de caracterización	27
2.4.1 Difracción de Rayos X	27
2.4.2 Método de Refinamiento de Rietveld	28
2.4.3 Microscopia electrónica de barrido	29
2.4.4 Espectroscopia de energía dispersiva de rayos X	29
2.3.3 Espectroscopia de descomposición inducida por láser.....	30
2.3.6 Magnetometría de muestra vibrante	31
2.3.7 Espectroscopía Mòssbauer	32
3. MATERIALES Y MÉTODOS	34
3.1 Síntesis de hexaferrita de estroncio	34
3.2 Pulverización catódica por magnetrón	35
3.3 Electrodeposición química	36
3.4 Técnicas de Caracterización	37
4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	38
4.1 Hexaferrita de estroncio	38
4.1.1 Propiedades estructurales	38
4.1.2 Análisis elemental	40
4.1.3 Propiedades magnéticas	41
4.1.4 Propiedades de remanencia	42

4.2 Depósito de cobre (SrM-Cu).....	45
4.2.1 <i>Propiedades estructurales</i>	45
4.2.2 <i>Análisis morfológico</i>	46
4.2.3 <i>Propiedades de magnéticas</i>	48
4.2.4 <i>Propiedades de remanencia</i>	49
4.2.4 <i>Espectroscopía Mössbauer</i>	51
4.3 Depósito de aluminio (SrM-Al).....	55
4.3.1 <i>Propiedades estructurales</i>	55
4.3.2 <i>Análisis morfológico y elemental</i>	56
4.3.3 <i>Propiedades magnéticas</i>	57
4.3.4 <i>Propiedades de remanencia</i>	58
4.4 Depósito de titanio (SrM-Ti).....	62
4.4.1 <i>Análisis estructural</i>	62
4.4.2 <i>Análisis morfológico</i>	63
4.4.3 <i>Propiedades magnéticas</i>	63
4.4.4 <i>Propiedades de remanencia</i>	63
4.5 Depósito de níquel por electrodeposición química (SrM-Ni)	66
4.5.1 <i>Electrodeposición química</i>	66
4.5.2 <i>Propiedades estructurales</i>	70
4.5.3 <i>Análisis morfológico</i>	72
4.5.4 <i>Propiedades de magnéticas y análisis de interacciones</i>	75
4.6 Depósito de níquel por pulverización catódica (SrM-Ni).....	78
4.6.1 <i>Pulverización catódica por magnetron</i>	78
4.6.2 <i>Propiedades estructurales</i>	79

4.6.3 Microestructura y morfología	81
4.6.4 Propiedades de magnéticas y análisis de interacciones.....	82
4.7 Comparativa del sistema SrM-Ni: Electrodeposición vs. Sputtering....	85
4.7 Análisis general	88
CONCLUSIONES	90
PERSPECTIVAS Y TRABAJO FUTURO	92
REFERENCIAS	93
ANEXO	105

1. INTRODUCCIÓN

Las hexaferritas tipo M son materiales cerámicos magnéticos, con la fórmula química $MFe_{12}O_{19}$, donde la M corresponde a Ba, Sr, Ca o Pb, que destacan por su amplia aplicabilidad en tecnologías actuales gracias a sus propiedades físicas, como alta magnetización, remanencia, campo coercitivo, anisotropía magnetocristalina y estabilidad térmica y química [1]. Desde su descubrimiento en 1950, han sido un material ampliamente usado en el área de los imanes permanentes [2].

El rendimiento magnético de los imanes permanentes es caracterizado por su máximo producto de energía, (BH_{max}), mismo que ha mostrado una evolución a lo largo del tiempo, gracias a la investigación y desarrollo de nuevos materiales [3]. El (BH_{max}) es la máxima cantidad de energía magnética que puede almacenar un imán, dicho de otra manera, es un indicador de la fuerza de un imán [4].

En la **Figura 1** podemos observar un gráfico que representa la evolución cronológica del producto de energía para diferentes imanes permanentes. En el caso de las hexaferritas tipo M, en comparación con los imanes basados en Al-Ni-Co (alnico) y de tierras raras, muestran un menor rendimiento magnético. Sin embargo, lo que hace atractivas a las hexaferritas para la industria de imanes permanentes, es su bajo costo, fácil manufactura, alta estabilidad y propiedades eléctricas [5]. Estas características hacen que las hexaferritas sean los materiales magnéticos idóneos para una gran cantidad de

aplicaciones en donde no se requiera un rendimiento magnético elevado. Además, las hexaferritas tipo M han sido objeto de una gran cantidad de investigaciones que buscan incrementar su rendimiento magnético, por ejemplo, una de las estrategias consiste en modificar la estructura cristalina mediante la sustitución de diferentes cationes [6,7], la formación de nanocompuestos [8], dopaje [9], el control de la morfología y tamaño de partícula y el diseño de materiales compuestos [10,11].

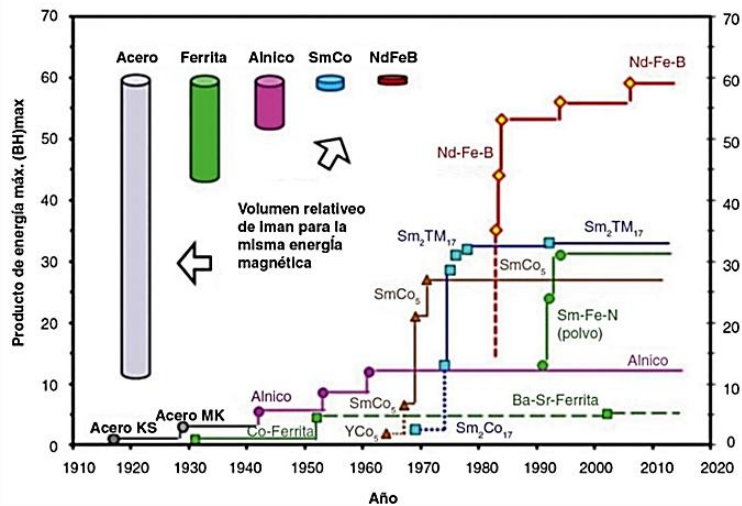


Figura 1. Evolución cronológica del producto de energía máximo para los diferentes tipos de imanes permanentes [3].

Estudios previos reportan que compuestos basados en óxido de hierro son capaces de interactuar con ciertos metales, afectando sus propiedades magnéticas. Desautels et al. [12], señalaron que una capa de cobre puede generar interacciones de superintercambio (Cu–O–Fe) en partículas de maghemita ($\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$). Este mismo efecto de interacción de superintercambio Cu–O–Fe también ha sido observado en otros compuestos magnéticos [13], lo que sugiere que el cobre puede afectar las propiedades magnéticas en este tipo de compuestos. Investigaciones adicionales han revelado que ciertos recubrimientos como el

oro y la plata también pueden afectar significativamente las propiedades magnéticas de compuestos basados en óxidos de hierro [14,15]. Sin embargo, los efectos específicos sobre las propiedades magnéticas de las interacciones que surgen entre los diferentes metales y los compuestos de óxido de hierro aún no son bien entendidos.

1.1 Antecedentes

El desarrollo de materiales magnéticos duros de alto rendimiento se fundamenta en la optimización de parámetros tales como la magnetización remanente (M_r), magnetización a la saturación (M_s), campo coercitivo (H_c) y el producto de energía máximo (BH_{max}). Los valores de dichos parámetros determinan la capacidad del material para almacenar energía magnética [16,17]. En consecuencia, cualquier estrategia orientada a optimizar las propiedades magnéticas de las hexaferritas tipo M debe analizar los mecanismos físicos que permiten modificar estos parámetros sin comprometer la estabilidad estructural del sistema.

La hexaferrita de estroncio (SrM), de composición química $SrFe_{12}O_{19}$, es un material cerámico a base de óxido de hierro ampliamente utilizado en la industria de imanes permanentes por su elevado campo coercitivo y cuadratura de remanencia (M_r/M_s) [1]. La hexaferrita de estroncio posee una elevada anisotropía cristalina proveniente del posicionamiento de los iones de hierro Fe^{3+} en los sitios cristalográficos (2a, 4f_I, 4f_{II}, 12k, 2b), mientras que la magnetización está controlada por las interacciones de superintercambio Fe – O – Fe [1,4,8]. En este sentido, los mecanismos intrínsecos que buscan modificar las propiedades magnéticas de la hexaferrita de estroncio se enfocan en

alterar la estructura electrónica local y las constantes de intercambio que gobiernan tanto la magnetización de saturación como la anisotropía [4,8].

La sustitución catiónica y el dopaje constituyen los mecanismos intrínsecos más ampliamente explorados. La incorporación de cationes como Co^{2+} , Zn^{2+} , Al^{3+} o Ti^{4+} , modifican la ocupación preferencial de los sitios cristalográficos, alterando las constantes de superintercambio [19-22]. En particular, los estudios sobre la sustitución del hierro por aluminio (Al) han demostrado ser la estrategia más eficaz para elevar la coercitividad [22-26]. El aluminio, al poseer un radio iónico menor que el hierro, induce tensiones en la red y actúa como un centro de anclaje (pinning) para las paredes de dominio. Asimismo, interfiere en la estructura magneto-cristalina y modifica las interacciones de superintercambio de la hexaferrita de estroncio, dificultando la inversión de la magnetización y provocando el ensanchamiento en la curva de magnetización [4,25,26].

Por su parte, la sustitución de titanio (Ti) tiende a modificar la relación de remanencia (M_r/M_s) mediante la ocupación preferencial de sitios cristalográficos. La sustitución de iones de hierro por titanio conlleva una disminución del campo coercitivo y de la magnetización de saturación, lo que da lugar a curvas de magnetización más estrechas. Este comportamiento se atribuye principalmente a la reducción de la anisotropía magneto-cristalina y modificaciones en las interacciones de superintercambio [27-30].

Por otro lado, la incorporación de níquel ha mostrado incrementos en la magnetización de saturación cuando este sustituye al hierro. No obstante, al aumentar la concentración de níquel, se observa una tendencia a la disminución del campo coercitivo. Se sugiere que estas modificaciones responden a la inducción de distorsiones en la estructura cristalina, modificando las distancias entre átomos, potenciando así las interacciones de superintercambio entre los iones de hierro [31,32].

Pese a que las sustituciones representan incrementos en la magnetización de saturación, suele acompañarse de una disminución en el campo coercitivo, o viceversa [26,31]. Este compromiso impone un límite a la optimización simultánea de la magnetización remanente y del campo coercitivo, lo que evidencia que los mecanismos intrínsecos, aunque efectivos, presentan limitaciones importantes. Ante estas restricciones, la atención se centra en los mecanismos extrínsecos, debido a que estos actúan sobre la microestructura sin alterar la estructura cristalina de la hexaferrita [33]. Dentro de este marco, los sistemas de interfaces proponen un mecanismo prometedor para modificar la respuesta magnética macroscópica. En este punto, las interacciones de intercambio y las dipolares cobran importancia ya que son capaces de controlar el comportamiento magnético del sistema [33]. En lo referente a los sistemas de hexaferrita de estroncio, estudios teóricos y experimentales muestran una variación en sus propiedades magnéticas inducidas por la interacción con diferentes metales, entre ellos cobalto y cobre [34-36]. Estos resultados sugieren que es posible contrarlar las propiedades magnéticas del sistema mediante la interacción con diferentes elementos metálicos. Es posible que surjan interacciones de acoplamiento entre la hexaferrita y los elementos metálicos que entren en competencia con las interacciones dipolares intergranulares, que son características en estos sistemas. Entonces, al controlar el estado de interacción del sistema sería posible controlar sus propiedades magnéticas.

De lo anterior, se entiende que mientras que la interacción de la hexaferrita con ciertos elementos podría favorecer el endurecimiento magnético mediante el anclaje de paredes de dominio, la incorporación de fases ferromagnéticas podría introducir el acoplamiento de intercambio. En consecuencia, la maximización del desempeño magnético de estos sistemas exige una comprensión profunda de los mecanismos de interacción interfacial.

1.2 Planteamiento del problema

En el panorama actual de la tecnología de materiales magnéticos, existe una dependencia crítica de los imanes basados en tierras raras debido a su excepcional producto de energía (BH_{\max}). Sin embargo, su alta volatilidad de precios, el impacto ambiental de su extracción y la vulnerabilidad de las cadenas de suministro han generado una necesidad urgente de alternativas sostenibles. La hexaferrita de estroncio ($\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$) surge como el candidato prometedor por su bajo costo y estabilidad; no obstante, sus propiedades magnéticas intrínsecas se encuentran significativamente por debajo de los requisitos para aplicaciones de alto rendimiento. El reto científico y tecnológico radica en incrementar el límite teórico de las hexaferritas sin recurrir al uso de elementos de tierras raras. Si bien se ha planteado el uso de sistemas híbridos para inducir fenómenos de acoplamiento de intercambio (exchange-coupling), la implementación de este tipo de sistemas presenta interrogantes fundamentales aún no resueltos. No se comprende con precisión la naturaleza de las interacciones en la interfaz metal-hexaferrita, ni como la morfología y el espesor de los componentes alteran los mecanismos de inversión de la magnetización, las propiedades de remanencia y las propiedades magnéticas observables en el sistema.

1.3 Justificación

Las hexaferritas de tipo M representan uno de los pilares de la industria magnética debido a su excelente estabilidad química, bajo costo y procesos de manufactura escalables. No obstante, la creciente demanda tecnológica de dispositivos más eficientes exige superar los límites teóricos de sus propiedades magnéticas, particularmente el producto de energía máximo (BH_{\max}). Ante la crisis de suministro de tierras raras, surge la necesidad crítica de desarrollar imanes híbridos de alto rendimiento.

La literatura sugiere que los sistemas compuestos metal-hexaferrita ofrecen una vía prometedora para potenciar la magnetización sin sacrificar la coercitividad, mediante fenómenos de acoplamiento por intercambio (exchange-coupling). A pesar de los avances experimentales, la naturaleza de la interacción en la interfaz metal-hexaferrita y su dependencia de las condiciones del depósito superficial aún no han sido plenamente esclarecidas.

Por lo tanto, el presente trabajo de investigación se centra en el diseño y síntesis de imanes de hexaferrita modificados mediante depósitos metálicos superficiales. Al determinar los mecanismos fundamentales de interacción magnética en la interfaz y su correlación con las propiedades macroscópicas del sistema, esta investigación busca no solo optimizar el rendimiento magnético, sino también aportar conocimiento teórico sobre la física de interfaces en materiales ferrimagnéticos/ferromagnéticos.

1.4 Hipótesis

La deposición de capas metálicas (Ni, Cu, Ti, Al) sobre la hexaferrita de estroncio modula el acoplamiento magnético interfacial en función de la naturaleza intrínseca del recubrimiento. Mientras que en sistema de níquel-hexaferrita, la respuesta magnética será gobernada por las interacciones de intercambio (exchange-coupling), en los sistemas con recubrimientos de Cu, Ti y Al, serán las interacciones dipolares las que controlen la respuesta magnética. En la interfaz se favorecerá la alineación coherente de los momentos magnéticos, mecanismo que entrará en competencia con las interacciones dipolares, permitiendo optimizar el producto de energía máximo del sistema.

1.5 Objetivos

Objetivo general

Determinar el origen físico de las interacciones magnéticas interfaciales en sistemas híbridos de hexaferrita de estroncio con recubrimientos metálicos, evaluando el impacto de los efectos de canje y dipolares sobre la respuesta magnética macroscópica del material.

Objetivos específicos

- Fabricar recubrimientos metálicos (Ni, Cu, Ti, Al) sobre sustratos de $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ mediante electrodeposición y pulverización catódica con magnetrón, controlando el espesor de las películas a través de la variación sistemática de los tiempos de depósito.
- Caracterizar la evolución microestructural y la composición de fases del sistema híbrido mediante difracción de rayos X (DRX) y microscopía electrónica de barrido (MEB), para verificar la integridad de la interfaz metal-hexaferrita.
- Determinar la influencia de los parámetros de procesamiento sobre la morfología, rugosidad y homogeneidad de los depósitos metálicos.
- Cuantificar la respuesta magnética macroscópica del sistema, analizando la variación de la remanencia, la coercitividad y el producto de energía máximo (BH_{max}) en función del tipo de metal y el espesor del recubrimiento.
- Establecer los mecanismos de interacción (intercambio y dipolar) en la interfaz que gobiernan el comportamiento magnético, para explicar la física detrás de la mejora en el rendimiento del imán compuesto.

2. MARCO TEÓRICO

2.1 Estructura magnetocristalina de la hexaferrita de estroncio

La hexaferrita de estroncio ($\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$) cristaliza en una estructura hexagonal tipo M, isomorfa al mineral magnetoplumbita. Su celda unitaria, perteneciente al grupo espacial $P6_3/mmc$, contiene dos unidades de fórmula para un total de 64 átomos [1, 37]. En esta configuración, los cationes de hierro (Fe^{3+}) se distribuyen en cinco sitios cristalográficos distintos definidos por su entorno de coordinación: tres sitios de simetría octaédrica (12k, 2a y 4f_{II}), un sitio tetraédrico (4f_I) y un sitio de coordinación pentacoordinada en forma de bipirámide trigonal (2b) [1, 37].

Estructuralmente, la hexaferrita tipo M se describe mediante una secuencia de apilamiento de bloques cristalográficos compactos denominados R (capa hexagonal con estroncio) y S (capa tipo espinela). La secuencia de apilamiento característica para la hexaferrita tipo M es RSR*S*, donde el asterisco (*) denota una rotación de 180° de los bloques alrededor del eje hexagonal *c* [37]. El ordenamiento magnético del sistema surge del acoplamiento entre los cationes de hierro (Fe^{3+}) a través de aniones de oxígeno (O^{2-}), controlado por interacciones de superintercambio ($\text{Fe}^{3+}-\text{O}^{2-}-\text{Fe}^{3+}$) que favorecen un orden ferrimagnético [38]. Como se ilustra en la **Figura 2**, la arquitectura magnetocristalina y la fuerza de estas interacciones son los factores determinantes de las propiedades magnéticas macroscópicas. De acuerdo con el modelo de Gorter, esta configuración de espines genera

un momento magnético neto resultante de $20 \mu_B$ por unidad de fórmula ($40 \mu_B$ por celda unitaria) a lo largo del eje c , el cual constituye la dirección de fácil magnetización [39].

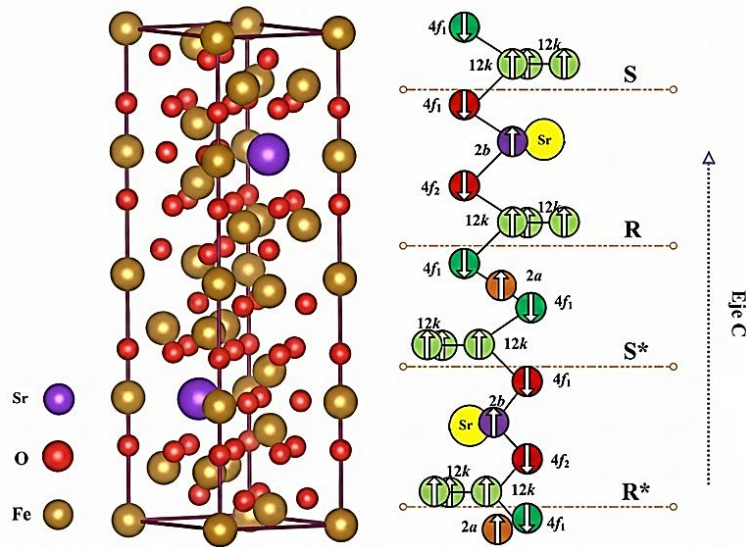


Figura 2. Estructura cristalina y magnética de la hexaferrita tipo M [Basada en 40].

El comportamiento ferrimagnético de la hexaferrita de estroncio se explica mediante el modelo de Gorter, el cual establece que los doce iones Fe^{3+} por unidad de fórmula se distribuyen en cinco sitios cristalográficos con orientaciones de espín antiparalelas [37]. La magnetización neta es el resultado de la suma algebraica de los momentos magnéticos de las subredes con espines *arriba* (\uparrow) y *abajo* (\downarrow):

- Subred de espines arriba (\uparrow): Está compuesto por los sitios 12k (6 átomos), 2a (1 átomo) y 2b (1 átomo), sumando un total de 8 iones Fe^{3+} .
- Subred de espines abajo (\downarrow): Está conformado por los sitios $4f_I$ (2 átomos) y $4f_{II}$ (2 átomos), sumando 4 iones Fe^{3+} .

Dado que cada ion Fe^{3+} posee un momento magnético de $5 \mu_B$ (debido a sus cinco electrones desapareados en el orbital 3d), el momento magnético neto por unidad de

fórmula a 0 K se determina en $20 \mu_B$ [37]. Esta configuración colineal se mantiene gracias a las interacciones de superintercambio indirecto a través de los aniones O^{2-} [37,38]. Cualquier perturbación en esta simetría, ya sea por sustitución catiónica o por efectos de interfaz con recubrimientos metálicos, alterará el balance de espines y, por ende, las propiedades magnéticas macroscópicas del sistema.

2.2 Fundamentos de materiales magnéticos

2.2.1 Propiedades magnéticas de la materia

La materia, de manera universal, manifiesta una respuesta física ante la presencia de un campo magnético externo. Debido a que todo medio posee una susceptibilidad magnética finita, es posible afirmar que, en un sentido estricto, no existen materiales no magnéticos. La naturaleza de esta interacción permite clasificar el comportamiento de los materiales en diversas categorías fundamentales: diamagnetismo, paramagnetismo, ferromagnetismo, antiferromagnetismo, ferrimagnetismo y superparamagnetismo [41]. Para la identificación y caracterización de estos comportamientos, la herramienta fundamental es la curva de magnetización, **Figura 3**. Esta representación gráfica describe la evolución de la magnetización inducida (M) o de la inducción magnética (B) en el eje de las ordenadas, como una función de la intensidad del campo magnético aplicado (H) en el eje de las abscisas [41].

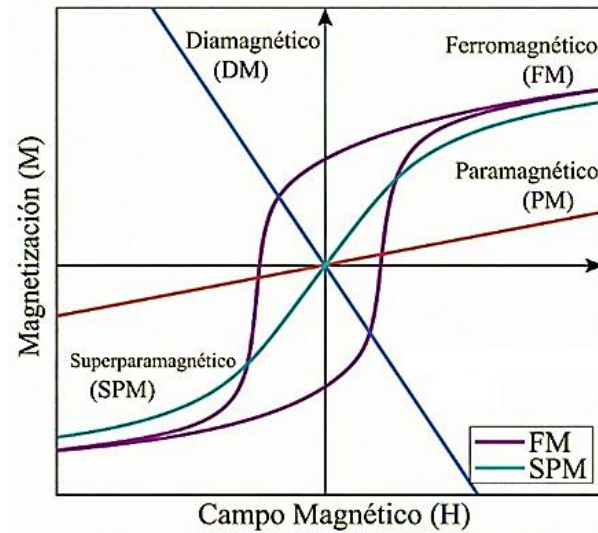


Figura 3. Curvas de magnetización versus campo magnético para diferentes tipos de materiales: Diamagnético (DM), Ferromagnético (FM), Paramagnético (PM) y Superparamagnético (SPM).

Como se ilustra en la **Figura 3**, el ciclo de histéresis constituye la firma característica de los materiales con ordenamiento magnético de largo alcance, tales como los materiales ferromagnéticos y ferrimagnéticos. Este fenómeno representa la irreversibilidad de los procesos de magnetización y desmagnetización, actuando como una manifestación de la memoria magnética del sistema [42].

La respuesta de histéresis está intrínsecamente gobernada por la dinámica de los dominios magnéticos (o dominios de Weiss), estos se definen como regiones microscópicas dentro del material en las cuales los momentos magnéticos se encuentran alineados uniformemente en una dirección preferencial, minimizando así la energía magnetostática del sistema [42,43]. El área encerrada dentro del ciclo de histéresis no solo describe la capacidad del material para retener magnetización en ausencia de un campo externo, sino que también cuantifica la energía disipada en forma de calor durante un ciclo completo de inversión de espines [43].

En el estado inicial, ante la ausencia de un campo magnético externo ($H=0$), los dominios magnéticos se orientan siguiendo las direcciones de fácil magnetización del cristal para minimizar la energía magnetostática total, resultando en una magnetización neta nula ($M=0$). Al aplicar un campo externo (H), se inicia el proceso de magnetización mediante el movimiento de las paredes de dominio y la rotación progresiva de los momentos magnéticos hacia la dirección del campo. Conforme aumenta la intensidad del campo aplicado, los dominios alcanzan un estado de alineación en dirección al campo externo. En este punto, el material alcanza la magnetización de saturación (punto a en la **Figura 4**), donde un incremento adicional en el campo ya no produce un aumento en la magnetización. La trayectoria descrita desde el estado desmagnetizado hasta la saturación se conoce como curva virgen de magnetización. El análisis de la pendiente y la forma de esta curva es fundamental, ya que permite identificar si el mecanismo predominante en el proceso de magnetización es el anclaje (pinning) de paredes de dominio o la nucleación de dominios inversos. Al reducir el campo aplicado desde la saturación hacia cero, el sistema no retorna a su configuración original de mínima energía debido a la irreversibilidad de los procesos internos de magnetización. En $H=0$, el material muestra una magnetización remanente (punto b), conservando una fracción de la alineación inducida previamente. Esta capacidad de retención es la base de la memoria magnética y define la utilidad del material como imán permanente.

Si posteriormente se aplica un campo en dirección opuesta ($H<0$), el sistema avanza hacia el campo coercitivo, definido como la intensidad de campo necesaria para reducir la magnetización remanente a cero ($M=0$, punto c). En este estado, los momentos magnéticos de los dominios se encuentran en una configuración de compensación mutua, resultando en una magnetización neta nula bajo la influencia del campo externo. Para completar el

bucle, se incrementa la magnitud del campo negativo hasta alcanzar la saturación inversa ($-M_s$, punto d). Al revertir nuevamente el barrido hacia valores positivos, la trayectoria describe la rama ascendente del ciclo, pasando por la remanencia negativa (punto e) y la coercitividad positiva (punto f), hasta cerrar finalmente el ciclo de histéresis al alcanzar la saturación inicial (punto a). El área encerrada por este bucle es proporcional a la energía disipada por unidad de volumen en cada ciclo de magnetización.

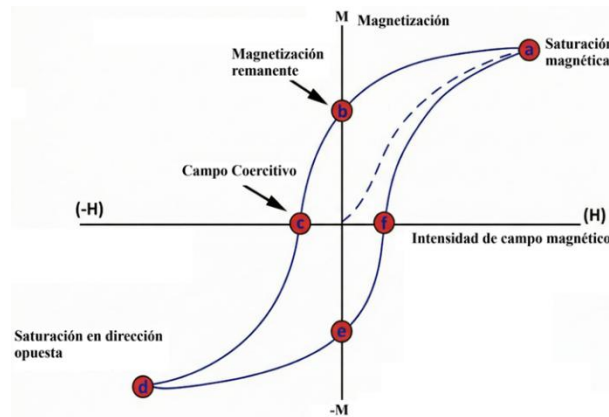


Figura 4. Representación del ciclo de histéresis magnética.

A partir del análisis de la curva virgen de magnetización, es posible discernir el mecanismo físico predominante que gobierna la respuesta del material. Estos procesos se clasifican fundamentalmente en mecanismos de anclaje y de nucleación, como se ilustra en la **Figura 5**:

- Anclaje de paredes de dominio (Pinning): Este mecanismo es característico de materiales en estado de multidominio. El desplazamiento de las paredes de dominio se ve obstaculizado por centros de anclaje constituidos por defectos estructurales, tales como bordes de grano, dislocaciones o inclusiones de fases no magnéticas. La magnetización experimenta un incremento gradual conforme el

campo aplicado (H) suministra la energía necesaria para que las paredes superen estas barreras de potencial (**Figura 5a**) [44,45].

- Nucleación de dominios inversos: Este proceso predomina en sistemas cercanos al límite de monodominio o con una elevada anisotropía magnetocristalina que impide la rotación inicial de los espines. La magnetización permanece casi constante hasta que el campo externo alcanza un valor crítico, momento en el cual se induce la formación súbita de núcleos orientados en la dirección de H . Esto provoca una rotación colectiva y una transición abrupta hacia el estado de saturación (**Figura 5b**) [44,45].

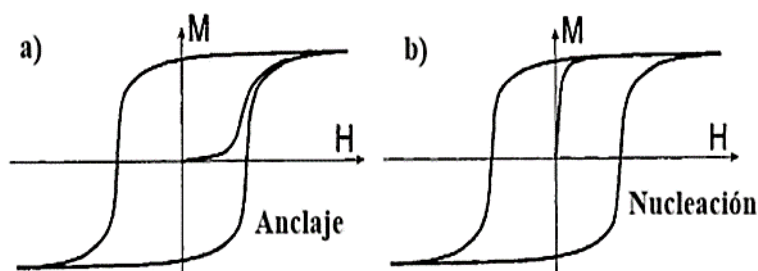


Figura 5. Representación gráfica de los dos tipos de curva virgen, a) por anclaje o dominio de paredes y b) por nucleación.

La morfología de las curvas de magnetización (M vs. H) permite clasificar los materiales según su respuesta fenomenológica. Como se ha mencionado, la histéresis magnética es una propiedad exclusiva de los materiales ferromagnéticos y ferrimagnéticos. La distinción fundamental entre ambos radica en su ordenamiento atómico: mientras que en los materiales ferromagnéticos los momentos se alinean paralelamente, en los ferrimagnéticos existen subredes con momentos antiparalelos de distinta magnitud [44].

Esto da como resultado una magnetización neta equivalente a la diferencia vectorial entre dichas contribuciones [43, 44].

Los materiales que exhiben histéresis se dividen, según su respuesta, en magnéticamente blandos y duros. Los materiales blandos presentan ciclos de histéresis estrechos con baja coercitividad, lo que indica una elevada movilidad de las paredes de dominio; esta característica es esencial para aplicaciones en núcleos de transformadores donde se busca minimizar las pérdidas energéticas [33,43,44]. Por el contrario, los materiales duros muestran ciclos anchos con altos valores de coercitividad y remanencia. Esta resistencia a la inversión de la magnetización se debe a una elevada anisotropía magnetocristalina [43-45]. Asimismo, mediante el análisis de las curvas de magnetización es posible identificar comportamientos diamagnéticos y paramagnéticos. Ambos carecen de histéresis y presentan una relación lineal con el campo aplicado; sin embargo, en el paramagnetismo la susceptibilidad es positiva y pequeña, mientras que en el diamagnetismo es negativa e independiente de la temperatura [44].

2.2.2 Producto de energía máximo (BH_{max})

El cálculo del Producto de Energía Máximo (BH_{max}) es el procedimiento estándar para cuantificar el rendimiento de un imán permanente. Físicamente, representa el punto de la curva de desmagnetización donde un imán permanente entrega la mayor cantidad de energía [46]. La evaluación de la eficiencia energética requiere diferenciar entre la magnetización (M) y la inducción magnética (B). Mientras que M describe exclusivamente el estado de los dipolos internos, la inducción (o densidad de flujo) representa la respuesta total del sistema, definida por la ecuación (1). Por consiguiente, a diferencia de la curva

de magnetización, el gráfico de inducción no presenta una saturación, ya que B continúa incrementándose linealmente con el campo externo incluso después de que el material ha alcanzado su magnetización de saturación [47].

$$B = \mu_0 (H + M) \quad (1)$$

Donde μ_0 es la permeabilidad del vacío (2)

$$\mu_0 = (4\pi \times 10^{-7} \frac{N}{A^2}) \quad (2)$$

La evaluación del desempeño de un imán permanente se fundamenta en el análisis del segundo cuadrante del ciclo de histéresis B vs. H , conocido como la curva de desmagnetización. En esta región, el campo aplicado es negativo mientras que la inducción magnética permanece positiva. Físicamente, el rendimiento magnético del material se cuantifica mediante el producto de energía máximo BH_{\max} , el cual representa la densidad máxima de energía magnética que el material puede suministrar al espacio exterior por unidad de volumen [46]. Geométricamente, como se ilustra en la **Figura 6**, el productor de energía máximo se define como el área del rectángulo de mayores dimensiones que es posible inscribir entre la curva de desmagnetización y los ejes coordenados [48]. Un valor elevado del producto de energía es indicativo de un material capaz de generar un flujo magnético intenso y estable, permitiendo la miniaturización de dispositivos tecnológicos sin pérdida de eficiencia.

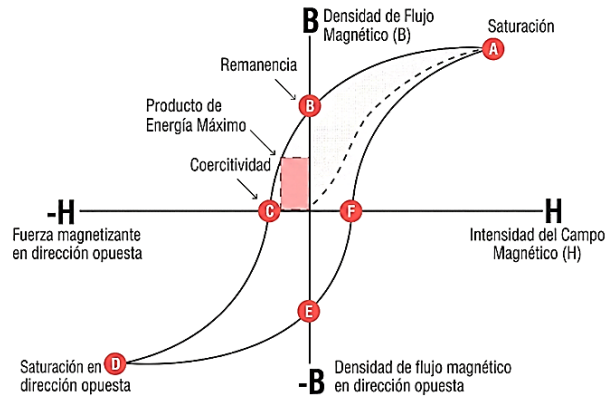


Figura 6. Representación del producto de energía máximo, correspondiente al rectángulo rojo que se observa en la figura [49].

2.2.3 Propiedades de remanencia

La magnetización remanente es una propiedad fundamental de los materiales ferromagnéticos y ferrimagnéticos, pues describe la capacidad del sistema para conservar un estado de orden magnético tras la supresión de un campo externo [43]. Si bien el ciclo de histéresis convencional proporciona una visión general del comportamiento magnético, su interpretación es limitada para discernir entre procesos reversibles e irreversibles, así como para cuantificar las interacciones magnéticas presentes.

Por ello, las técnicas basadas en propiedades de remanencia representan una herramienta analítica avanzada para el estudio de estos fenómenos. Entre ellas destacan las curvas de magnetización remanente isotérmica (IRM) y de desmagnetización por corriente continua (DCD), junto con análisis derivados como la gráfica de Henkel y la función δM (o relación de Wohlfarth). Estas técnicas permiten distinguir las contribuciones de las interacciones de intercambio y dipolares entre los momentos magnéticos del sistema.

El procedimiento para construir la curva IRM consiste en someter a la muestra, inicialmente en un estado desmagnetizado, a campos magnéticos de intensidad creciente; tras cada incremento y posterior retiro del campo, se mide la magnetización remanente resultante [50,51]. Este proceso cíclico se repite de forma sistemática hasta alcanzar la magnetización remanente de saturación (M_{rs}), punto en el cual la remanencia se estabiliza independientemente de la magnitud del campo aplicado [49, 50].

Por el contrario, la curva de desmagnetización por corriente continua (DCD) requiere que la muestra se encuentre inicialmente en un estado de saturación magnética. El procedimiento consiste en aplicar campos magnéticos en sentido inverso a la dirección de saturación inicial con intensidades progresivamente crecientes. Tras cada incremento y posterior remoción del campo, se cuantifica la magnetización remanente residual hasta alcanzar la saturación inversa ($-M_{rs}$) [50, 51]. En la **Figura 7**, se ilustran las curvas obtenidas mediante el tratamiento de los datos de estos protocolos.

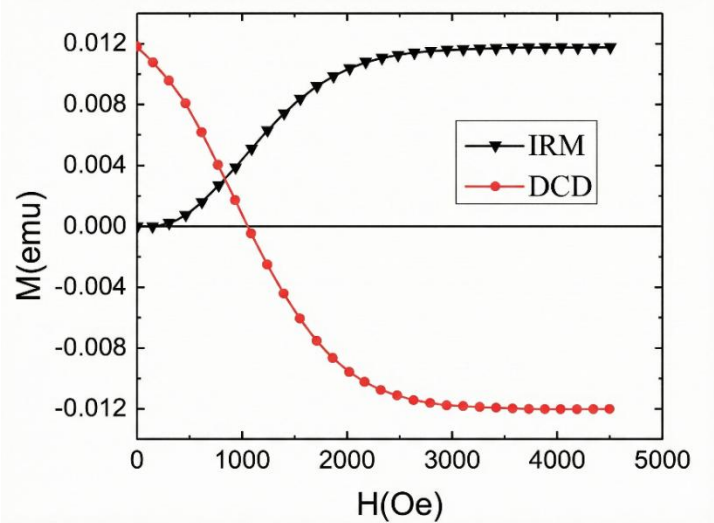


Figura 7. Curvas de magnetización remanente isotérmica (IRM) y desmagnetización por corriente continua (DCD) [52]

Para un sistema ideal compuesto por partículas monodominio no interactuantes, descrito por el modelo de Stoner-Wohlfarth, existe una relación teórica lineal entre ambas curvas. Cuando estas se normalizan respecto a la magnetización remanente de saturación, ecuaciones (3) y (4), [53].

$$m_r(H) = \frac{M_{IRM}(H)}{M_{rs}} \quad (3)$$

$$m_d(H) = \frac{M_{DCD}(H)}{M_{rs}} \quad (4)$$

se cumple la denominada relación de Wohlfarth dada por la ecuación (5)

$$m_d(H) = 1 - 2 m_r(H) \quad (5)$$

Esta igualdad es fundamental en el magnetismo de sistemas complejos, ya que cualquier desviación de la linealidad establecida por esta ecuación constituye una evidencia directa de la presencia de interacciones magnéticas (dipolares o de canje) entre las entidades magnéticas del material [50,51].

Un parámetro crítico en este análisis es el punto de cruce de remanencia, el cual corresponde a la intersección de las curvas IRM y DCD. Este punto representa un estado de equilibrio de la remanencia alcanzado a través de dos historias magnéticas distintas (magnetización y desmagnetización). En un sistema ideal de partículas no interactuantes, este cruce ocurre precisamente en el campo coercitivo de remanencia (H_{cr}) [51, 54].

2.2.4 El modelo de Stoner-Wohlfarth

Bajo la aproximación de un sistema ideal, el modelo de Stoner-Wohlfarth se establece como la descripción fundamental de la reversión de la magnetización mediante rotación coherente en partículas monodominio [53]. El modelo asume una partícula elipsoidal

uniformemente magnetizada con anisotropía uniaxial. La energía total del sistema (E_{tot}), que resulta de la competencia entre la energía de anisotropía magnetocristalina y la energía Zeeman (interacción con el campo aplicado), se expresa como (6)

$$E_{tot} = Ksen^2\theta - \mu_0 M_s H \cos(\alpha - \theta) \quad (6)$$

Donde K es la constante de anisotropía uniaxial, M_s es la magnetización de saturación, H es el campo aplicado, θ es el ángulo de la magnetización respecto al eje de fácil magnetización, y α es el ángulo del campo aplicado respecto a dicho eje [52,53]. Este modelo no solo predice la forma del ciclo de histéresis, sino que permite determinar la dependencia angular de la coercitividad [53].

2.2 Interpretación de los gráficos de Henkel

A partir del modelo de Stoner-Wohlfarth se construyen los gráficos de Henkel, los cuales utilizan las curvas IRM y DCD normalizadas para representar las desviaciones respecto al comportamiento esperado en sistemas sin interacción (**Figura 8**) [51, 53, 55]. Se identifican dos regímenes principales:

- Comportamiento Ideal (Línea de Wohlfarth): En ausencia de interacciones magnéticas, la relación entre las remanencias es lineal. Al graficar m_d frente a m_r , se obtiene una línea recta con pendiente -2 que intercepta el eje en 1, confirmando un comportamiento de partículas totalmente independientes [51, 53, 55].
- Sistemas con Interacción Magnética: Cualquier desviación de la linealidad indica la presencia de acoplamientos interparticulares.
 - Interacciones Dipolares: Provocan una desviación hacia abajo de la línea de Wohlfarth ($\delta M < 0$). Estas interacciones son de naturaleza

desmagnetizante y predominan cuando los momentos tienden a estabilizarse en configuraciones antiparalelas.

- Interacciones de Intercambio: Generan una desviación hacia arriba ($\delta M > 0$). Estas interacciones favorecen el alineamiento paralelo de los momentos, estabilizando el estado magnetizado [50, 52, 54, 55-58].

En el contexto de la presente investigación, el análisis mediante gráficos de Henkel permitirá discernir cómo la naturaleza química y magnética de los depósitos superficiales (Ni, Cu, Ti, Al) modifica el balance de interacciones en la hexaferrita de estroncio.

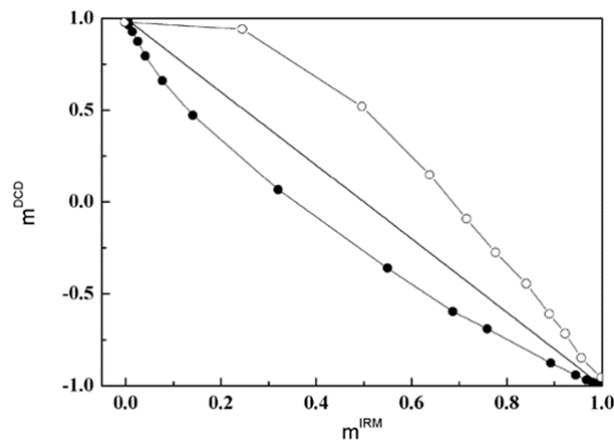


Figura 8. Gráfico de Henkel [53].

2.3 Fundamentos de deposición metálica

2.3.1 Electrodeposición química

La electrodeposición es un proceso electroquímico que permite la reducción de cationes metálicos desde una solución electrolítica sobre un sustrato (comúnmente conductor), al que se le denomina cátodo, mediante la aplicación de una corriente externa [59]. Este proceso no se limita a la transferencia de masa, representa un mecanismo crítico para el

desarrollo de superficies, dado que las condiciones de deposición controlan la nucleación y el crecimiento del metal o material a depositar, determinando así la morfología, la adherencia y la continuidad de la interfaz sustrato-recubrimiento, factores decisivos en el desempeño final del material [59,60].

Desde el punto de vista experimental, la configuración de la celda es determinante. En su esquema más básico **Figura 9 (a)**, el sistema consta de un electrolito y dos electrodos, el ánodo, donde ocurre la oxidación y el cátodo, donde tiene lugar la reducción de los iones metálicos para formar el depósito [59,60]. Para un método más controlado, puede agregarse un electrodo de referencia, el cual contiene un potencial electroquímico estable conocido, como el que observamos en la **Figura 9 (b)**. Esta configuración permite monitorear y controlar con precisión el potencial en la interfaz cátodo – electrolito, asegurando así la reproducibilidad de las propiedades microestructurales de recubrimiento [59].

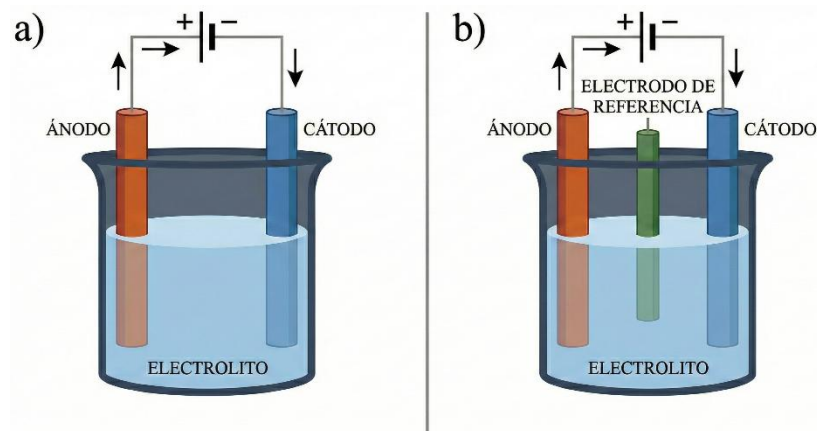


Figura 9. Representación esquemática de configuraciones experimentales para celdas electroquímicas. **a)** Configuración de celda de dos electrodos (ánodo y cátodo). **b)** Configuración de celda de tres electrodos, la cual incluye un electrodo de referencia adicional para el control preciso del potencial del electrodo de trabajo.

El control de parámetros como la densidad de corriente, el pH, la temperatura, potencial, etc., es crítico, ya que determinan la morfología del recubrimiento, además una correcta preparación del sustrato es fundamental para lograr la adhesión óptima del recubrimiento [60,61].

2.3.2 Pulverización catódica por magnetrón (Sputtering)

La pulverización catódica o sputtering es una técnica de deposición física de vapor (PVD) que se basa en la erosión de un material fuente (blanco o target) mediante el bombardeo de iones energéticos, generalmente de argón (Ar^+), generados en un plasma [62]. Cuando un ion incidente de argón colisiona con la superficie del blanco, si su energía cinética supera la energía de enlace de los átomos del material, se produce la eyección de átomos neutros que viajan a través del vacío para condensarse sobre el sustrato [62].

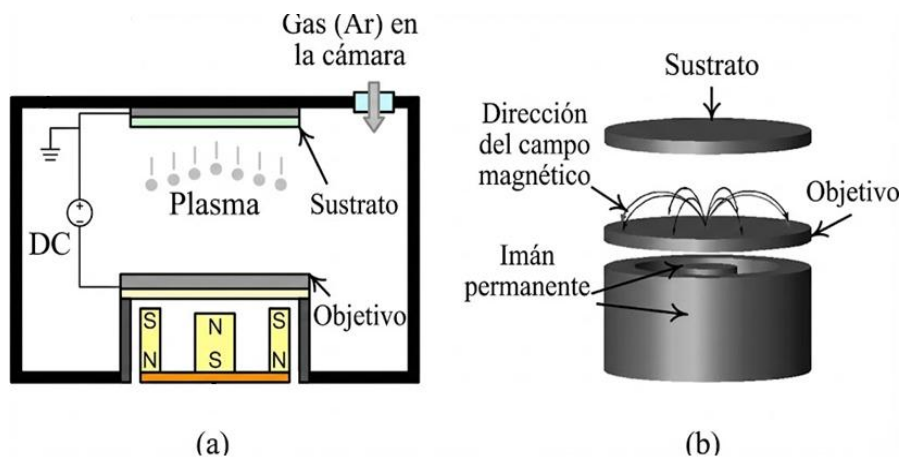


Figura 10. Esquema del sistema de pulverización catódica con magnetrón. (a) Diagrama de general de la cámara. (b) Detalle de la configuración del magnetrón, ilustrando la dirección de las líneas del campo magnético generadas por los imanes permanentes [65].

En la variante asistida por magnetrón, se colocan imanes permanentes detrás del blanco. El campo magnético generado interactúa con el campo eléctrico, atrapando a los electrones en trayectorias helicoidales cerca de la superficie del blanco [64,65]. La **Figura 10** muestra la configuración experimental usualmente utilizada en la técnica de sputtering. Este confinamiento aumenta la probabilidad de ionización del gas inerte, permitiendo operar a presiones más bajas y aumentando significativamente la tasa de deposición en comparación con el sistema convencional [64,65]. En este proceso también es importante controlar los parámetros de deposición, como el vacío, la potencia, el potencial, el tiempo, etc., para lograr obtener un recubrimiento óptimo [64].

2.4 Técnicas de caracterización

2.4.1 Difracción de Rayos X

La Difracción de Rayos X (DRX) es la técnica no destructiva por excelencia para la identificación de fases cristalinas y el análisis estructural; se basa en la interacción elástica entre una onda electromagnética (rayos X) y la nube electrónica de los átomos en una red periódica [66]. La condición necesaria para que ocurra la interferencia constructiva de las ondas difractadas por planos atómicos paralelos está dada por la Ley de Bragg, Ecuación 7.

$$n\lambda = 2d\sin \theta \quad (7)$$

Donde λ es la longitud de onda de la radiación incidente, d es la distancia interplanar y θ es el ángulo de incidencia. En la **Figura 11** se observa una representación esquemática del origen de la ley de Bragg.

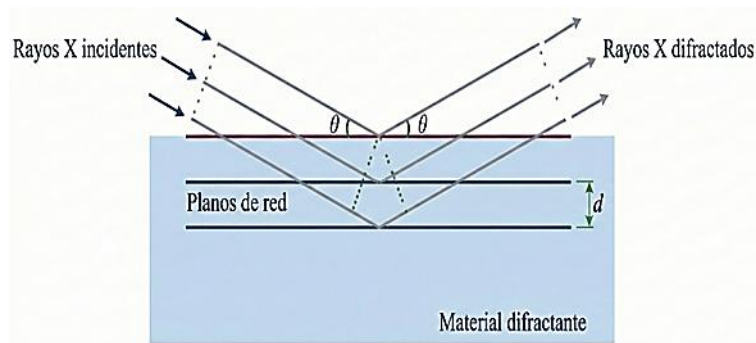


Figura 11. Ilustración esquemática de la ley de Bragg en la difracción de rayos X. Se muestra la interacción de los rayos X incidentes con los planos de red de un material cristalino (representado en color azul).

Esta técnica nos da un patrón de difracción de rayos X, con este podemos identificar las fases presentes, sin embargo, para poder determinar los parámetros estructurales y confirmar la presencia de una fase es importante realizar un análisis de refinamiento [66].

2.4.2 Microscopía electrónica de barrido

La microscopía electrónica de barrido (SEM, por sus siglas en inglés) utiliza un haz de electrones enfocado de alta energía para escanear la superficie de la muestra [67]. La interacción entre el haz y la materia genera diversas señales (ver **Figura 12**), siendo las más relevantes para la morfología los electrones secundarios (SE) y los electrones retro dispersados (BSE) [67].

Los electrones secundarios provienen de las capas más superficiales y son sensibles a la topografía, proporcionando imágenes de alta resolución de la morfología superficial, mientras que los electrones retro dispersados son electrones del haz primario reflejados

elásticamente, su intensidad depende del número atómico (Z) de la muestra, lo que permite obtener contraste de composición (fases con mayor Z aparecen más brillantes) [67,68].

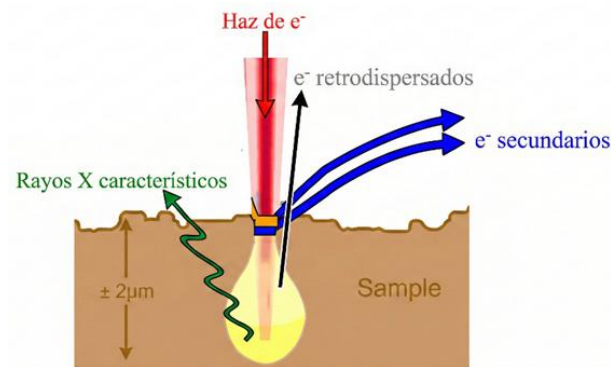


Figura 12. Esquema de la interacción entre un haz de electrones y una muestra sólida [69].

2.4.2.1 Espectroscopia de energía dispersiva de rayos X

Acoplada al SEM, la técnica de espectroscopia de energía dispersiva de rayos X (EDS, por sus siglas en inglés) permite el análisis elemental cualitativo y semicuantitativo. Cuando el haz de electrones ioniza un átomo de la muestra expulsando un electrón de una capa interna, un electrón de una capa superior llena la vacante, emitiendo un fotón de rayos X con una energía característica única para cada elemento [70]. El detector mide la energía y la intensidad de estos rayos X para determinar la composición química local [70].

2.4.3 Espectroscopia de descomposición inducida por láser

La espectroscopia de descomposición inducida por láser (LIBS, por sus siglas en inglés) es una técnica de análisis atómico por emisión óptica. Utiliza un pulso láser de alta energía enfocado sobre la superficie de la muestra para generar un micro-plasma ("breakdown")

[71]. Dentro del plasma, los constituyentes de la muestra son atomizados y excitados. A medida que el plasma se enfría, los átomos e iones excitados regresan a sus estados fundamentales emitiendo luz en longitudes de onda características [71,72].

El análisis espectral de esta emisión permite identificar los elementos presentes y cuantificar su concentración sin necesidad de una preparación compleja de la muestra, en la **Figura 13** podemos ver el esquema del microscopio.



Figura 13. Esquema del sistema óptico y espectroscópico para identificación de materiales [73].

2.3.6 Magnetometría de muestra vibrante

La técnica de Magnetometría de Muestra Vibrante (VSM, por sus siglas en inglés) es uno de los métodos más utilizados para determinar las propiedades magnéticas de un material en función de un campo magnético aplicado. El funcionamiento del VSM se basa en la ley de inducción de Faraday, que establece que cualquier cambio en el flujo magnético θ a través de un circuito conductor induce una fuerza electromotriz (fem) o voltaje en dicho circuito [44].

En este sistema, la muestra se coloca en un soporte sujeto a un cabezal electromecánico que la hace oscilar verticalmente con una frecuencia y amplitud constantes; al encontrarse sumergida en un campo magnético externo uniforme (H) generado por un electroimán o un imán superconductor, la muestra adquiere un momento magnético [74]. El movimiento vibratorio de la muestra magnetizada genera un cambio en el flujo magnético en el espacio circundante, el cual es captado por un conjunto de bobinas de detección situadas estacionariamente cerca de la muestra [74]. El voltaje inducido en las bobinas es una señal senoidal cuya amplitud es directamente proporcional al momento magnético de la muestra [74]. En la **Figura 14** se muestra una representación esquemática de la configuración del magnetómetro.

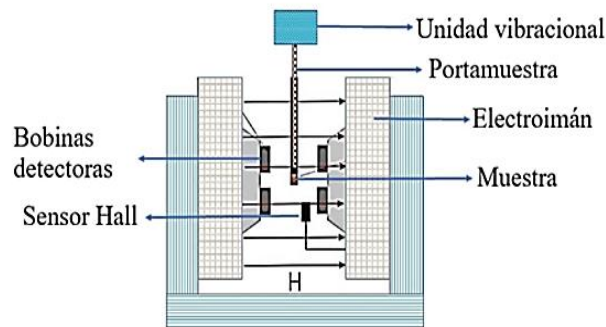


Figura 14. Representación esquemática de un magnetómetro de muestra vibrante [74].

2.3.7 Espectroscopía Mössbauer

La espectroscopía Mössbauer se basa en la emisión y absorción resonante de rayos gamma sin retroceso en núcleos atómicos sólidos [75]. Cuando un núcleo libre emite un fotón gamma, parte de la energía se pierde en el "retroceso" del núcleo (por conservación del momento), lo que impide que otro núcleo idéntico absorba ese fotón por falta de sintonía energética. Rudolf Mössbauer descubrió que, si el átomo está atrapado en una red

cristalina rígida, el retroceso es absorbido por toda la masa del cristal, permitiendo que la emisión sea libre de retroceso y la resonancia sea perfecta [75]. A través de esta técnica, se obtendrán tres parámetros fundamentales que describen el estado de los núcleos de hierro en cada sitio de Wyckoff:

- Corrimiento Isomérico (δ): Se relaciona con la densidad de electrones s en el núcleo. Dicho parámetro indica el estado de oxidación, distinguiendo entre Fe^{2+} y Fe^{3+} , y el grado de covalencia del enlace [75].
- Desdoblamiento Cuadrupolar (ΔQ): Surge de la interacción entre el momento cuadrupolar del núcleo y el gradiente de campo eléctrico creado por la asimetría de la red. Es vital para identificar la simetría de los sitios (octaédrico, tetraédrico o bipiramidal) [75].
- Desdoblamiento Magnético Hiperfino (B_{hf}): Es el efecto Zeeman nuclear. El campo magnético local en el núcleo desdobra los niveles de energía en un sextete de líneas. Este parámetro es proporcional a la magnetización local de cada subred [75].

Dada la complejidad estructural de la hexaferrita, el ajuste de los espectros requiere el uso de modelos de mínimos cuadrados que consideren cinco subespectros distintos, correspondientes a los sitios de Wyckoff ocupados por el Fe^{3+} [76]. La asignación de estos sextetes se basa en la intensidad relativa de las líneas (proporcional a la ocupación del sitio) y en sus parámetros hiperfinos característicos [76].

- Sitio 12k (Octaédrico): Es el subespectro de mayor intensidad. Presenta un campo hiperfino intermedio y es más sensible a perturbaciones superficiales [77,78].
- Sitio 4f_{II} (Octaédrico): Posee uno de los campos hiperfinos más elevados debido a su entorno de coordinación y su orientación de espín abajo [77,78].
- Sitio 4f_I (Tetraédrico): Se distingue por un corrimiento isomérico menor, característico de la coordinación tetraédrica, con espín abajo [77,78].
- Sitio 2a (Octaédrico): Presenta un campo hiperfino elevado y espín arriba [77,78].
- Sitio 2b (Bipiramidal trigonal): Es el sitio más singular; debido a su baja simetría, exhibe un desdoblamiento cuadrupolar inusualmente alto, lo que permite identificarlo fácilmente como un sextete con picos asimétricos o desplazados [77,78].

3. MATERIALES Y MÉTODOS

El presente capítulo describe la metodología experimental dividida en cuatro etapas fundamentales. En la primera sección, se detalla la síntesis de la hexaferrita de estroncio mediante el método de reacción en estado sólido (cerámico). La segunda sección profundiza en la obtención de recubrimientos metálicos a través de electrodeposición, empleando una configuración de celda de tres electrodos y la técnica de cronoamperometría. Finalmente, la tercera sección aborda el proceso de pulverización catódica (magnetron sputtering); esta fase se subdivide según el depósito de titanio, aluminio, cobre y níquel, debido a los ajustes específicos en los parámetros de procesamiento requeridos para cada metal. Por último, se detallan los equipos empleados para la caracterización de las muestras.

3.1 Síntesis de hexaferrita de estroncio

La hexaferrita de estroncio (SrM) se obtuvo mediante el método de reacción en estado sólido utilizando como precursores químicos: óxido de hierro ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, Sigma Aldrich) y carbonato de estroncio (SrCO_3 , Sigma Aldrich), ambos de grado reactivo. Los precursores se pesaron según la estequiometría de la reacción química

3.4 Técnicas de Caracterización

Para el análisis estructural se realizó difracción de rayos X en un instrumento Inel EQUINOX 2000 con una fuente de radiación de cobalto $\text{K}\alpha_1$ ($\lambda = 1.789010 \text{ \AA}$) en la geometría Bragg-Brentano; la caracterización de rayos X se realizó a temperatura ambiente.

Para poder confirmar las fases presentes y obtener los parámetros estructurales, se realizó un análisis de refinamiento de Rietveld con el programa MAUD Software - Materials Analysis Using Diffraction (and more), de uso libre desarrollado por Luca Lutterotti [79]; las cartas cristalográficas fueron obtenidas de la base de datos Crystallography Open Data Base [80].

Se estudió la morfología y características microestructurales utilizando un microscopio electrónico de barrido (SEM) Hitachi SU3500 equipado con espectroscopía de rayos X por dispersión de energía (EDS) y un microscopio KEYENCE EA-300 para el análisis elemental de superficie. La magnetometría para obtener curvas de histéresis, así como la medición de propiedades de remanencia, se realizaron en un PPMS Quantum Design con un campo máximo de 10 kOe.

Las mediciones de espectroscopia Mössbauer se realizaron bajo condiciones de temperatura ambiente, empleando un modo de aceleración constante y una fuente radiactiva de ^{57}Co integrada en una matriz de rodio. Para cumplir con los requerimientos de la técnica, se empleó polvo de hexaferrita de estroncio recubierto con cobre mediante pulverización catódica con magnetrón.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Hexaferrita de estroncio

4.1.1 Propiedades estructurales

La síntesis de la hexaferrita de estroncio se realizó mediante el método de reacción en estado sólido. Para asegurar la obtención de una fase pura, se optimizaron los parámetros térmicos, evitando la presencia de hematita ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$). Inicialmente, se realizó un tratamiento térmico a 1250 °C durante 4 horas, no obstante, este procedimiento resultó insuficiente, evidenciándose la presencia de hematita en el material sintetizado, como se observa en la **Figura 15**, la muestra identificada como SrM1, muestra picos ubicados en las posiciones $2\theta = 38.9, 41.7, 46.2, 58.6, 74.6$ y 76.3 correspondientes a la hematita y señalados con (*); esta fase resulta ser un contaminante reduce la coercitividad (H_c) y la magnetización de saturación (M_s) [81].

Para superar la persistencia de hematita, se modificó la ruta térmica incorporando una etapa de pre-sinterizado a 800 °C durante 2 horas y una sinterización final a 1070 °C durante 4 horas. Este ajuste permitió alcanzar la estequiometría deseada, eliminando las señales de la fase espuria en la muestra etiquetada como SrM2. La validación de fases se efectuó comparando los difractogramas experimentales con los estándares de la base de datos Crystallography Open Database (COD) [80], empleando las cartas con COD ID No.

9009782 correspondiente a la hematita y No. 1006000 correspondiente a la hexaferrita de estroncio.

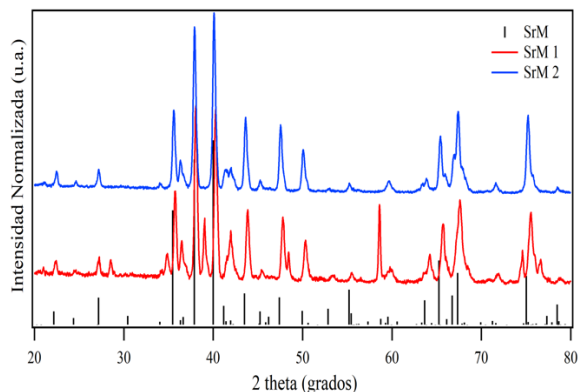


Figura 15. Difractogramas de rayos X de la hexaferrita de estroncio obtenida por dos tratamientos térmicos diferentes.

Debido a que la indexación es insuficiente para una determinación precisa de los parámetros estructurales, se llevó a cabo un refinamiento de Rietveld, empleando el software MAUD, sobre el patrón de difracción de la muestra SrM2. Este procedimiento permitió obtener los parámetros de red, tamaño de cristalito, densidad y grupo espacial de la fase pura. El patrón de difracción y el ajuste de refinamiento de Rietveld se muestran en la **Figura 16**. Los resultados derivados de este ajuste se resumen en la **Tabla 1**. Es importante destacar que el refinamiento se aplicó exclusivamente a la muestra obtenida mediante el segundo tratamiento térmico, dada la ausencia de fases secundarias.

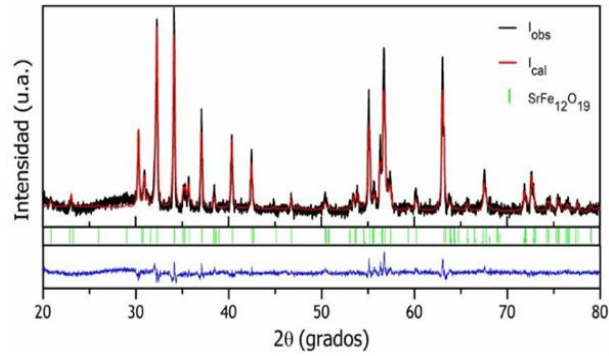


Figura 16. Difractograma de rayos X de hexaferrita de estroncio y refinamiento Rietveld.

Tabla 1. Parámetros obtenidos del refinamiento Rietveld de la hexaferrita de estroncio.

Fase	wt %	Grupo espacial	Parámetros de red		Tamaño de cristalito (nm)	Densidad (g/cm ³)	χ^2
			a (Å)	c (Å)			
SrFe ₁₂ O ₁₉	100	<i>P6₃/mmc</i>	5.8416 ± 0.00.2	23.9378 ± 0.0012	110 ± 2	5.2017	1.85 2

4.1.2 Análisis elemental

En la **Figura 17** se presenta la micrografía y distribución elemental obtenida vía 2 Espectroscopia de ruptura inducida por láser (LIBS) para la hexaferrita de estroncio pura. Para evaluar la homogeneidad química superficial, se realizó un escaneo en una cuadrícula de 25 puntos. Los resultados obtenidos en el análisis, así como los datos teóricos se muestran en la **Tabla 2**. La detección exclusiva de estos elementos nos ayuda a confirmar que no hay presencia de elementos distintos de la fase de hexaferrita de estroncio antes de los recubrimientos.

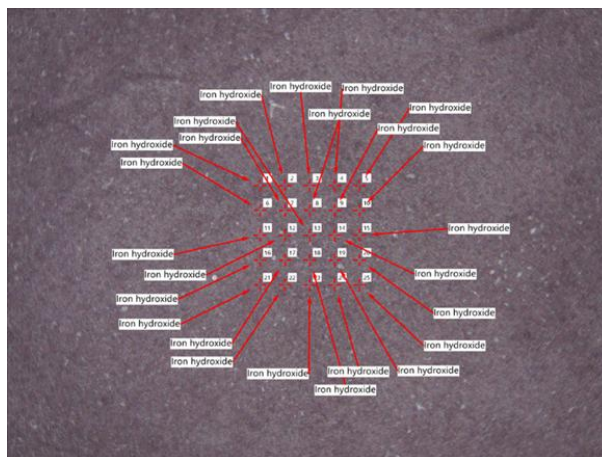


Figura 17. Cuadrícula de 25 puntos analizados por Espectroscopía de Descomposición Inducida por Láser para la hexaferrita de estroncio.

Tabla 2. Resultado de la Espectroscopia de ruptura inducida por láser (LIBS) de la SrFe₁₂O₁₉.

Elemento	wt% experimental	wt% teórico	Δwt%
Sr	1.99	8.25	6.31
Fe	70.97	63.12	7.87
O	27.04	28.63	1.56

La discrepancia observada en los resultados del análisis con respecto a la estequiometría teórica se atribuye a efectos inherentes a la técnica LIBS y a la ausencia de patrones de calibración con la misma composición cristalográfica. El límite de detección del equipo empleado es del 10% (en wt%), por lo que es normal que el valor principalmente del estroncio discrepe de lo teórico por su bajo contenido en la fase. No obstante, estos valores nos permiten para establecer una referencia relativa de la superficie antes del recubrimiento.

4.1.3 Propiedades magnéticas

La **Figura 18** presenta la curva de magnetización correspondiente a la muestra de hexaferrita de estroncio sin recubrimiento medida a temperatura ambiente. La curva de

magnetización exhibe un comportamiento característico de un material ferrimagnético. Los parámetros magnéticos derivados de esta curva se detallan en la **Tabla 3**. La muestra presentó una magnetización de saturación de 66.28 emu/g. Respecto al campo coercitivo, se obtuvo un valor de 2.82 kOe, mientras que la cuadratura de remanencia (M_r/M_s) tiene un valor de 0.50. Finalmente, el producto de energía máximo (BH_{\max}) calculado fue de 3.17 MGOe, parámetros que servirán como referencia comparativa para evaluar el impacto de los recubrimientos.

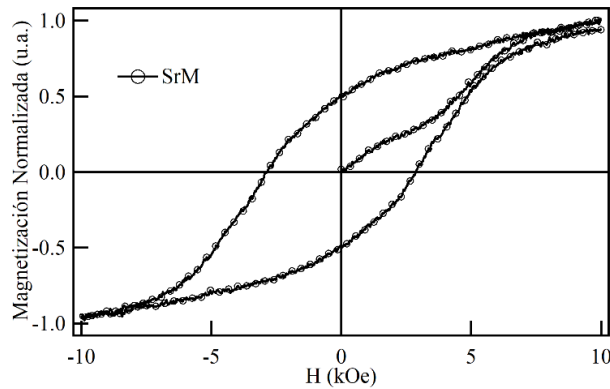


Figura 18. Curvas de magnetización obtenida para la muestra de hexaferrita de estroncio pura.

Tabla 3. Resultados de la caracterización magnética obtenidos para la hexaferrita de estroncio.

Muestra	M_s (emu/g)	H_c (kOe)	M_r/M_s	BH_{\max} (MGOe)
SrFe ₁₂ O ₁₉	66.28	2.82	0.5	3.17

4.1.4 Propiedades de remanencia

En la **Figura 19** se presentan las curvas de magnetización remanente isotérmica (IRM) y de desmagnetización por corriente continua (DCD). Estas curvas se emplean para determinar el tipo de interacciones magnéticas presentes en el sistema.

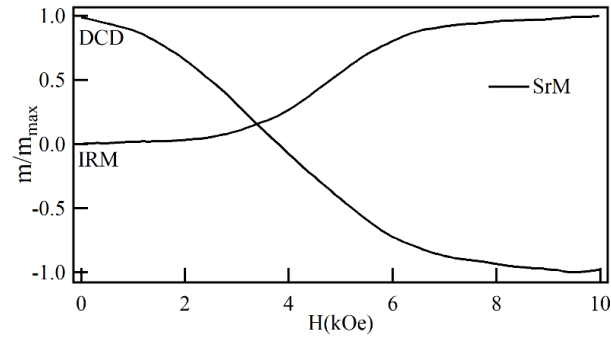


Figura 19. Curvas de Magnetización Remanente Isotérmica (IRM) y de Desmagnetización por Corriente Continua (DCD) obtenidas para la hexaferrita de estroncio.

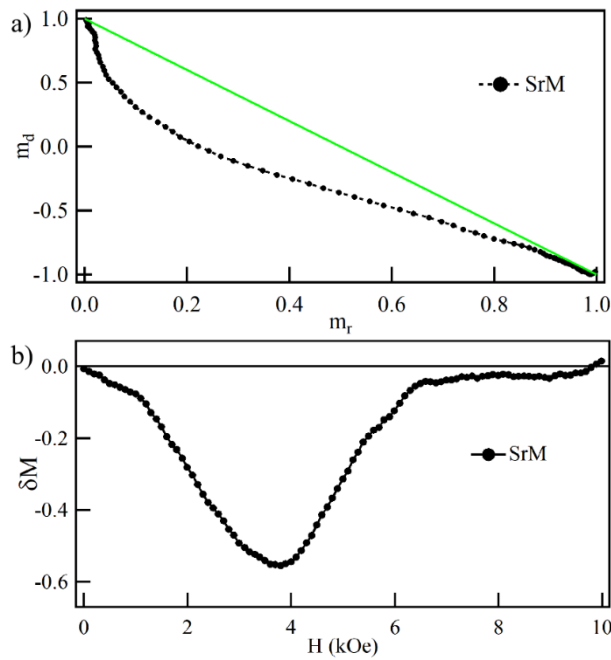


Figura 20. a) Diagrama de Henkel y b) Curva δM de la hexaferrita de estroncio.

En la **Figura 20 (a)** se muestra el gráfico de Henkel. Aquí se observa que la curva se desvía por debajo de la línea de Stoter-Wolffarth (línea verde), la cual indica que el sistema es dominado por interacciones de tipo dipolar (magnetostáticas) de largo alcance,

mismas que tienen un efecto desmagnetizante en la muestra de hexaferrita. En la **Figura 20 (b)** se presenta la curva δM , en donde se confirma el predominio de interacciones dipolares. Estas interacciones actúan favoreciendo la desmagnetización del sistema. Entonces, el comportamiento magnético de la muestra referencia está moderado por fuertes interacciones dipolares que tienden a desestabilizar el estado remanente.

4.2 Depósito de cobre (SrM-Cu)

4.2.1 Propiedades estructurales

La **Figura 21** presenta el difractograma de rayos X experimental obtenido para una muestra de hexaferrita de estroncio con un recubrimiento de cobre. En este caso, el recubrimiento se logró utilizando la técnica de pulverización catódica con magnetrón (Sputtering). Además, se presenta el ajuste obtenido por el método de refinamiento de Rietveld (línea continua), empleando el software MAUD.

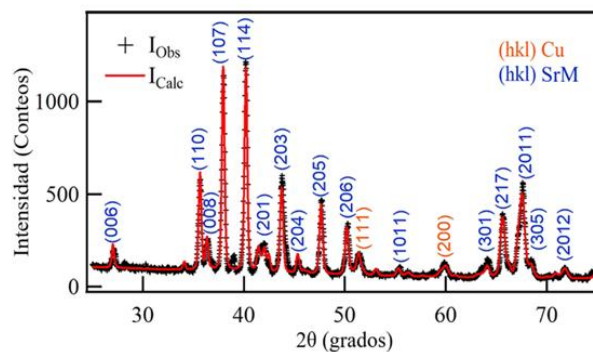


Figura 21. Difractograma de rayos X correspondiente a la hexaferrita de estroncio recubierta con cobre mediante pulverización catódica con magnetrón y perfil ajustado mediante el método de refinamiento Rietveld.

Las fases ajustadas por el método de Rietveld fueron la hexaferrita de estroncio ($\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$) y cobre (Cu), usando las cartas cristalográficas con COD ID No. 1006000 y COD ID No. 4105040, respectivamente. La presencia de la fase metálica se confirmó mediante las reflexiones de Bragg localizadas en 2θ aproximadamente a 51.7° y 59.9° indexadas a los planos cristalográficos (111) y (200) del cobre, respectivamente. El resto del perfil de difracción corresponde a la estructura cristalina de la hexaferrita de estroncio.

La **Figura 21** muestra la indexación de los máximos de difracción para cada una de las fases. Los parámetros de red y factores de ocupación refinados se detallan en la **Tabla 4**, los grupos espaciales identificados fueron $P6_3/mmc$ para la hexaferrita de estroncio y $Fm\bar{3}m$ para el cobre.

Tabla 4. Resultados estructurales obtenidos a partir del refinamiento Rietveld de la hexaferrita de estroncio con recubrimiento de cobre (SrM-Cu).

Fase	wt%	Grupo espacial	Parámetros de red		Tamaño de cristalito (nm)	Densidad (g/cm ³)	χ^2
			a (Å)	c (Å)			
SrFe ₁₂ O ₁₉	95.0	$P6_3/mmc$	5.8416 ±	23.9378±	110 ± 2	5.2017	1.673
			0.0002	0.0012			
Cu	5.0	$Fm\bar{3}m$	3.5778 ±	-	40 ± 3	9.2155	

4.2.2 Análisis morfológico

En la micrografía de la **Figura 22(a)** se aprecia la morfología granular de la muestra pura de hexaferrita de estroncio, la cual exhibe granos con bordes redondeados bien definidos. A partir del análisis de imagen realizado mediante el software *Image J* [82], y el posterior tratamiento estadístico [83], se determinó la distribución de tamaños de partícula de la hexaferrita de estroncio (SrM) sin recubrimiento, presentada en el histograma de la **Figura 23**. Dicho análisis dio como resultado un tamaño promedio de grano de 1.4 μm . Asimismo, se observa una amplia distribución en el tamaño de partícula, atribuible a factores asociados con el proceso de sinterización.

La morfología del recubrimiento de cobre se muestra en la **Figura 22 (b)**, donde se distinguen trazos lineales obtenidos durante el proceso de deposición. Complementariamente, el análisis de sección transversal presentado en las **Figuras 22 (c)**

y **(d)** confirma la formación de una capa continua con un espesor de 50 μm . Cabe destacar que este parámetro dimensional es controlable mediante la modulación del tiempo de depósito en la cámara de pulverización catódica con magnetrón.

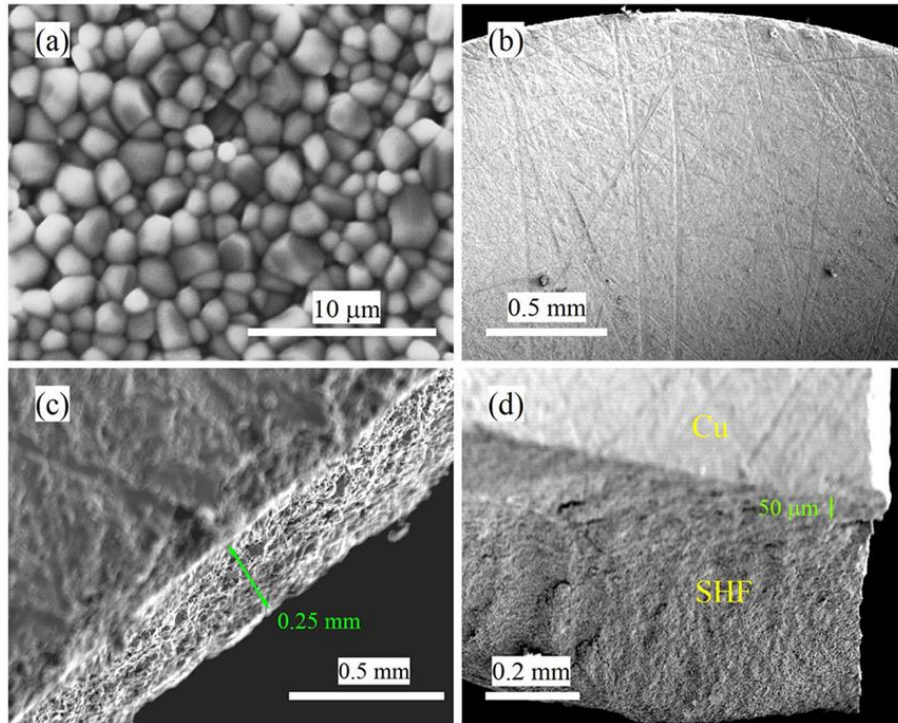


Figura 22. Micrografías SEM obtenidas para **(a)** hexaferrita de estroncio, **(b)** depósito de cobre, **(c)** y **(d)** Vistas en sección transversal que muestran la interfaz entre la hexaferrita y el recubrimiento de cobre.

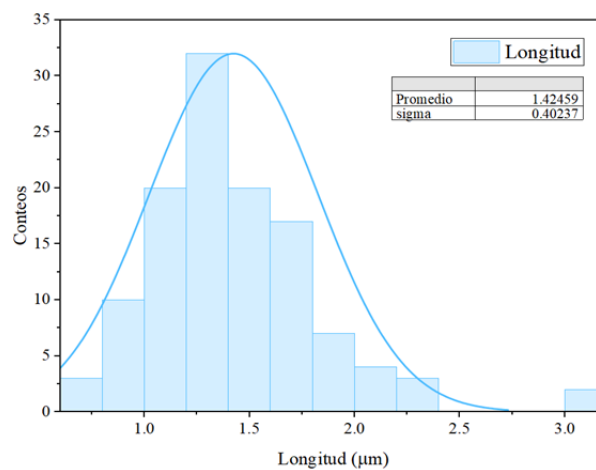


Figura 23. Histograma que muestra la distribución de tamaño de partícula de la hexaferrita de estroncio.

4.2.3 Propiedades magnéticas

En la **Figura 24** se presentan las curvas de magnetización de la hexaferrita de estroncio (SrM) y de la hexaferrita de estroncio con cobre depositado en su superficie (SrM-Cu). Se observa que el recubrimiento de cobre tiene un fuerte impacto sobre las propiedades magnéticas de la hexaferrita de estroncio. Los valores magnéticos obtenidos para la hexaferrita pura (SrM) son: cuadratura de remanencia $M_r/M_s = 0.5$, campo coercitivo 2.84 kOe y máximo producto de energía = 3.17 MGOe. Mientras que la muestra de hexaferrita de estroncio con cobre mostró un incremento significativo en el valor de $M_r/M_s = 0.80$, campo coercitivo = 3.80 kOe y máximo producto de energía = 6.30 MGOe. En consecuencia, el recubrimiento de cobre duplicó el producto de energía de la hexaferrita de estroncio. El incremento en las propiedades magnéticas observado en la hexaferrita se atribuye únicamente a la presencia de cobre depositado en su superficie. Aunque existen reportes de una variación en las propiedades magnéticas en sistemas similares [9,11,84,85]. El mecanismo que conduce los cambios en las propiedades magnéticas no puede ser revelado por medio de las curvas de magnetización.

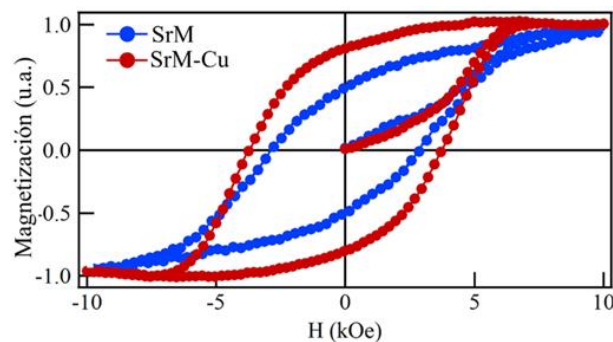


Figura 24. Curvas de magnetización normalizadas para la muestra SrM y SrM-Cu.

Por lo tanto, el estudio de las propiedades de remanencia permitirá evaluar el efecto del cobre sobre las interacciones magnéticas ocurridas en la hexaferrita y de la hexaferrita con el cobre.

4.2.4 Propiedades de remanencia

En la **Figura 25** se presenta las curvas de remanencia IRM-DCD para la hexaferrita de estroncio y la hexaferrita de estroncio con recubrimiento de cobre, depositado por magnetron Sputtering. Mediante la comparación de ambas, podemos observar un cambio en el estado de remanencia de la hexaferrita con recubrimiento de cobre, el análisis de las propiedades de remanencia se complementó con el gráfico de Henkel y la curva δM , construidas a partir de los resultados de las curvas IRM-DCD.

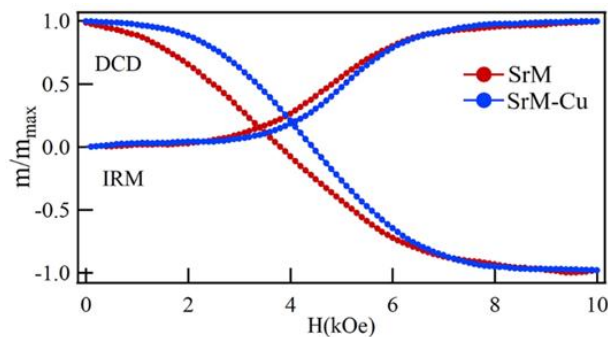


Figura 25. Curvas de remanencia IRM y DCD de la hexaferrita de estroncio (SrM) y de la hexaferrita de estroncio con recubrimiento (SrM-Cu).

Para comprender la naturaleza de las interacciones magnéticas interparticulares, se analizó el comportamiento de la remanencia mediante gráficos de Henkel y la curva δM , presentadas en la **Figura 26**. En el gráfico de Henkel (**Figura 26a**), tanto la muestra de hexaferrita pura (SrM) como la recubierta con cobre (SrM-Cu) exhiben una desviación negativa respecto a la línea de Wohlfarth, lo que evidencia la predominancia de

interacciones dipolares desmagnetizantes [53]. No obstante, se observa que la magnitud de dicha desviación disminuye significativamente con la presencia del recubrimiento metálico. Este fenómeno se cuantifica con mayor precisión en la curva δM (**Figura 26b**), donde el valor mínimo del pico negativo se reduce de -0.55 para SrM a -0.45 para SrM-Cu. Adicionalmente, el campo correspondiente al valor máximo de interacción experimentó un desplazamiento de 3.70 kOe a 4.24 kOe. Este incremento en el campo crítico indica que el recubrimiento de Cu no solo diluye las interacciones magnetostáticas, sino que modifica los mecanismos de inversión de la magnetización, posiblemente al dificultar la propagación de dominios inversos entre granos vecinos debido a la interfaz entre el cobre y la hexaferrita.

Un hallazgo importante en el análisis de las interacciones de remanencia es la presencia de una ligera desviación positiva en la curva δM para el sistema SrM-Cu a campos magnéticos bajos ($H < 2$ kOe). Esta desviación positiva precede a la caída hacia el régimen dipolar (**Figura 26b**). Aunque el cobre metálico posee un carácter diamagnético intrínseco, la aparición de este pico positivo sugiere la existencia de interacciones de intercambio interfaciales de corto alcance inducidas durante el proceso de depósito. Físicamente, este fenómeno puede atribuirse a la hibridación de los orbitales 4s del cobre con los orbitales 3d de los cationes de hierro (Fe^{3+}) en la interfaz [86]. Esta interacción promueve una polarización de espín local en los electrones de conducción del recubrimiento metálico, generando un acoplamiento por proximidad que tiende a estabilizar la configuración ferromagnética de los momentos en la superficie de la hexaferrita. Dicho acoplamiento interfacial actúa como una barrera energética adicional que dificulta la rotación inicial de los espines y la nucleación de dominios inversos a

campos bajos. Sin embargo, conforme el campo externo se incrementa, la energía Zeeman supera este acoplamiento de corto alcance, permitiendo que las interacciones dipolares de largo alcance dominen la respuesta magnética global. La transición de una curva δM positiva a negativa corrobora que el recubrimiento de cobre establece una interfaz electrónicamente activa capaz de modular la dinámica de reversión de la magnetización.

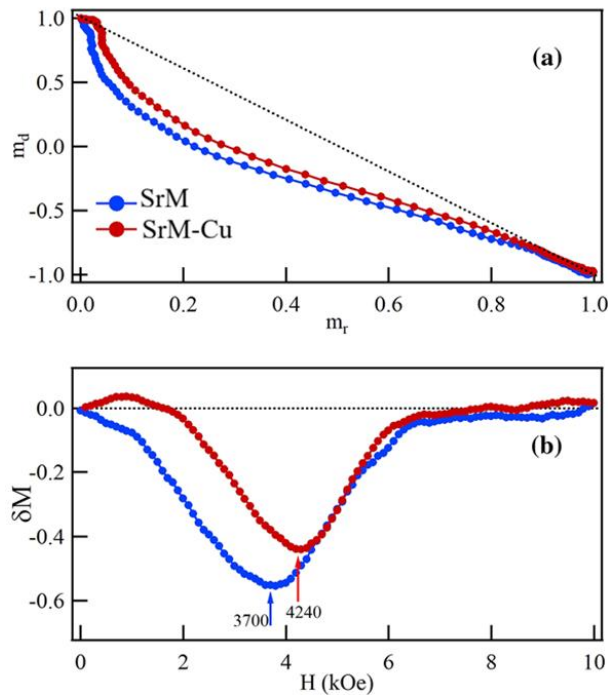


Figura 26. (a) Curvas δM y (b) diagramas de Henkel de la SrM y SrM-Cu.

4.2.4 Espectroscopía Mössbauer

La espectroscopía Mössbauer constituye una técnica de caracterización fundamental para dilucidar los estados fisicoquímicos de los núcleos de hierro en la estructura de la hexaferrita. En la **Figura 27** se presentan los espectros Mössbauer obtenidos a temperatura ambiente para la muestra de hexaferrita de estroncio (SrM en color azul) y la muestra con

recubrimiento de cobre (SrM-Cu en color rojo). El patrón muestra cinco sextetos asociados a los iones de hierro en los sitios 12k, 4f_I, 4f_{II}, 2a y 2b [78].

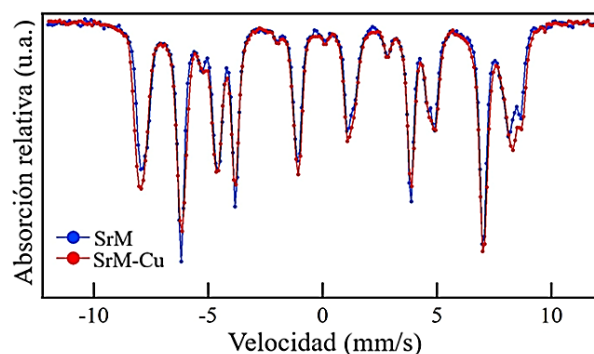


Figura 27. Espectro Mossbauer de la hexaferrita de estroncio (color azul) y la hexaferrita de estroncio recubierta con cobre (color rojo), ambas muestras fueron medidas como polvos.

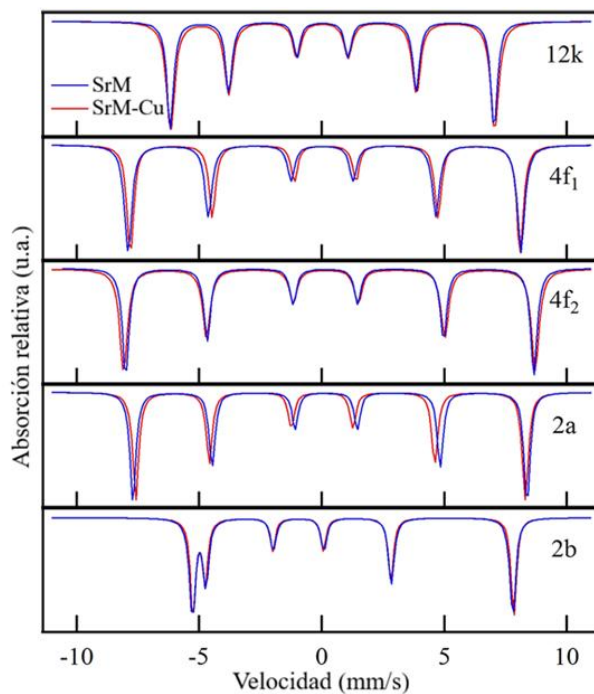


Figura 28. Efecto de la capa de cobre sobre los cinco cationes de hierro de la SrM.

El espectro de la muestra con cobre evidencia variaciones marcadas en la intensidad de diversas bandas, atribuidas a un incremento en las interacciones magnéticas inducidas por

la presencia de cobre en la superficie de la hexaferrita. Un análisis de los espectros de cada sexteto, mostrado en la **Figura 28**, indica variaciones mínimas en los sitios 12k (\uparrow) y 2b (\uparrow), mientras que los sextetos correspondientes a los sitios 2a (\downarrow), 4f_I (\downarrow) y 4f_{II} (\downarrow) exhiben los desplazamientos más significativos, lo que nos sugiere que la capa de cobre perturba principalmente el entorno local de los núcleos de hierro en estas subredes específicas.

Por otro lado, en la **Figura 29** los parámetros hiperfinos revelan que el desplazamiento isomérico (δ), relacionado a la densidad electrónica del núcleo, permanece estable en los sitios cristalográficos 12k, 4f_{II} y 2b, mientras que para los sitios 2a y 4f_I, este valor se reduce sugiriendo una redistribución de la densidad de carga. El desdoblamiento cuadrupolar (ϵ) confirma que la reubicación de carga altera la simetría local.

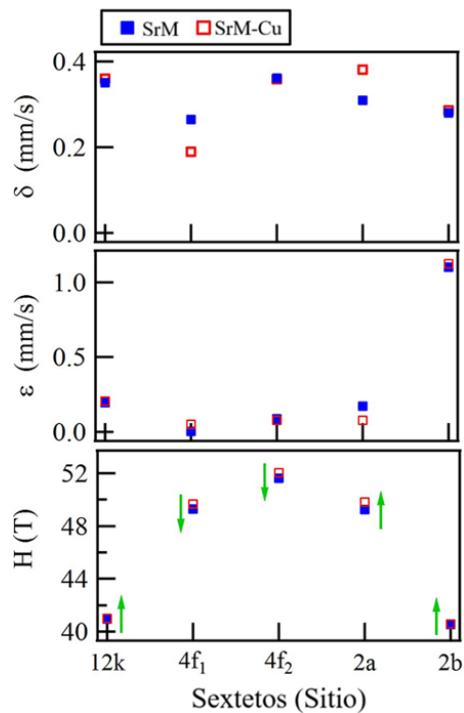


Figura 29. Propiedades hiperfinas de la hexaferrita de estroncio comparadas con las mostradas por la Sr-hexaferrita con cobre depositado.

Finalmente, las variaciones en δ y ϵ nos indican una reconfiguración sutil de la carga, en tanto el campo magnético hiperfino (H) incrementa notablemente en los sitios $4f_I$, $4f_{II}$ y $2a$ tras la deposición. Este comportamiento sugiere que la naturaleza diamagnética de la capa de cobre ejerce una influencia directa sobre el ferrimagnetismo de la hexaferrita, alterando fuertemente el campo magnético local. La **Tabla 5** detalla los valores obtenidos del análisis.

Tabla 5. Resultados de los parámetros hiperfinos para la SrM y la SrM-Cu.

Muestra	Sitio	δ (mm/s)	ϵ (mm/s)	H (T)
SrM	12k	0.35	0.19	40.9
SrM-Cu	12k	0.36	0.20	40.9
SrM	$4f_I$	0.26	0.02	49.2
SrM-Cu	$4f_I$	0.19	0.04	49.6
SrM	$4f_{II}$	0.36	0.08	51.6
SrM-Cu	$4f_{II}$	0.35	0.07	52
SrM	2a	0.31	0.17	49.2
SrM-Cu	2a	0.38	0.17	49.8
SrM	2b	0.28	1.12	40.5
SrM-Cu	2b	0.28	1.10	40.5

4.3 Depósito de aluminio (SrM-Al)

4.3.1 Propiedades estructurales

El patrón de difracción de rayos X de la muestra de hexaferrita de estroncio con aluminio depositado en su superficie se presenta en la **Figura 30**. Se identificaron picos de difracción en 44.3° , 51.7° y 76.4° correspondientes a la fase de aluminio cúbico, confirmando su deposición. El refinamiento Rietveld mostró un buen ajuste con los datos experimentales, los parámetros de red obtenidos tras el ajuste están en la **Tabla 6**. Para realizar el ajuste se emplearon las cartas cristalográficas COD ID: 1502689 correspondiente al aluminio con estructura cúbica y COD ID: 1006000 para la hexaferrita de estroncio.

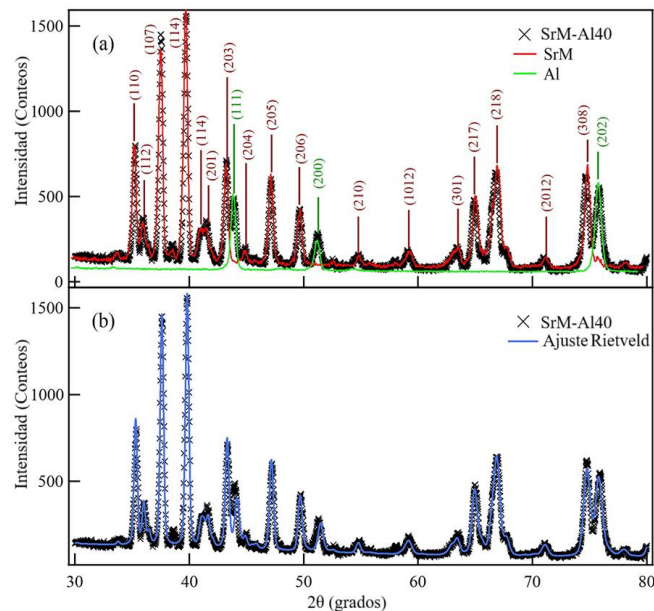


Figura 30. Difractograma de rayos X de la hexaferrita de estroncio con aluminio depositado. Las líneas muestran los patrones experimentales de rayos X de la Sr-hexaferrita pura (línea roja) y del aluminio (línea verde), en color azul se muestra el ajuste de refinamiento de Rietveld.

Tabla 6. Resultados obtenidos del refinamiento Rietveld para la hexaferrita de estroncio con un recubrimiento de aluminio.

Fase	wt%	Grupo espacial	Parámetros de red		Tamaño de cristalito (nm)	Densidad (g/cm ³)	χ^2
			a (Å)	c (Å)			
SrFe ₁₂ O ₁₉	-	<i>P6₃/mmc</i>	5.8416 ± 0.0002	23.9378 ± 0.0012	110 ± 2	5.2017	1.75
Al	.	<i>Fm$\bar{3}$m</i>	4.1204 ± 0.0003	-	41 ± 2	2.5612	

4.3.2 Análisis morfológico y elemental

En la **Figura 31 (a)** se muestra la morfología de las partículas de hexaferrita de estroncio sin recubrimiento. La muestra cuenta con partículas de bordes redondeados con una longitud promedio de 1.4 μm . La **Figura 31 (b)** corresponde a la muestra de hexaferrita de estroncio recubierta con aluminio por pulverización catódica con magnetrón durante 40 minutos, las partículas exhiben bordes rectos. En la **Figura 31 (c)** se muestra el análisis de energía dispersiva (EDS), que confirmó la presencia de aluminio sobre la superficie; también se detectó la presencia de oxígeno, este puede deberse a una oxidación superficial generada al entrar en contacto con el ambiente. La **Figura 31 (d)** corresponde a una toma de la sección transversal de la muestra recubierta con aluminio, alcanzando un espesor de uniforme de 130 μm .

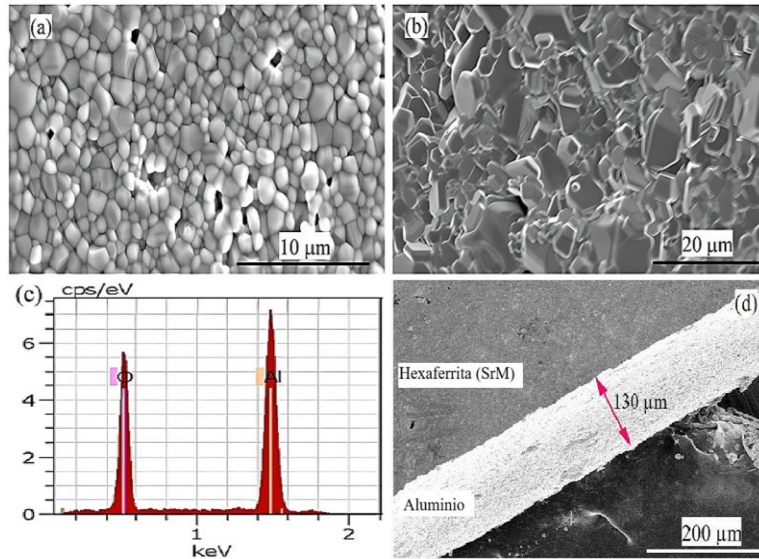


Figura 31. Micrografías MEB de (a) la hexaferrita de estroncio, (b) hexaferrita de estroncio recubierta con aluminio. (c) Análisis EDS que confirma la presencia de aluminio. (d) Vista de sección transversal.

4.3.3 Propiedades magnéticas

Los resultados mostraron una mejora en las propiedades magnéticas para las muestras recubiertas con aluminio. La **Figura 32** muestra las curvas de histéresis normalizadas de la hexaferrita de estroncio (SrM) y de las muestras con diferentes cantidades de aluminio depositado, SrM-Al(15min) y SrM-Al(40min). Las curvas indican que el aluminio en la superficie mejora la cuadratura de remanencia, el campo coercitivo y el producto de energía máxima. En la **Tabla 6** se presentan los valores de las propiedades magnéticas de la hexaferrita de estroncio pura y de la hexaferrita de estroncio con recubrimiento de aluminio. En este caso, se varió el tiempo de depósito a fin de evaluar el efecto del espesor de la capa de metal depositado.

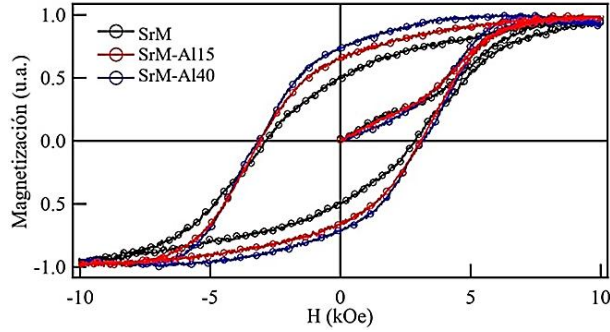


Figura 32. Curvas de magnetización obtenidas para las muestras de hexaferrita de estroncio recubiertas con aluminio durante 15 y 40 minutos. La curva de magnetización de la hexaferrita de estroncio se presenta con fines de comparación.

Tabla 6. Resultados de la caracterización magnética obtenidos para la hexaferrita de estroncio con recubrimiento de aluminio durante 15 y 40 minutos

Muestra	M_s (emu/g)	H_c (kOe)	M_r/M_s	BH_{max} (MGOe)
SrM	66.28	2.82	0.5	3.17
SrM-Al15	67.97	3.04	0.66	5.07
SrM-Al40	67.74	3.72	0.81	6.08

4.3.4 Propiedades de remanencia

La **Figura 33** muestra la evolución de las curvas de magnetización remanente (IRM) y desmagnetización (DCD) para las muestras con diferentes contenidos de aluminio (SrM-Al15 y SrM-Al40). Se observa un desplazamiento sistemático del punto de cruce, correspondiente a la coercitividad de remanencia (H_{cr}) desde 3.7 kOe en la muestra SrM pura hacia valores cercanos a los 4.0 kOe en las muestras con aluminio. Un aspecto crítico es la morfología de la curva DCD; las muestras recubiertas con aluminio presentan una mayor rectangularidad en comparación con la caída gradual de la SrM pura. Mientras que la hexaferrita sin recubrimiento inicia su proceso de reversión a campos inversos bajos,

los sistemas SrM-Al mantienen un estado de saturación remanente casi total hasta alcanzar los 2.5 kOe. Este comportamiento indica una reducción en la distribución de campos de conmutación (SFD) y confirma que el aluminio, al actuar como un espaciador no magnético, mitiga eficazmente las interacciones dipolares intergranulares que de otro modo facilitarían la desmagnetización prematura por nucleación de dominios inversos. En consecuencia, el incremento en la cantidad de aluminio depositado promueve una reversión de la magnetización más coherente y un aumento en la estabilidad magnética del material compuesto.

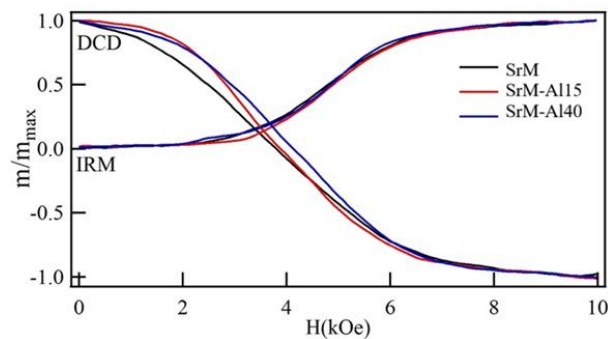


Figura 33. Curvas de Magnetización Remanente Isotérmica (IRM) y de Desmagnetización por Corriente Continua (DCD) correspondientes a la hexaferrita de estroncio y a la hexaferrita modificada con depósitos de aluminio.

La influencia del recubrimiento de aluminio sobre el estado de interacción del sistema se evaluó mediante la curva δM y los gráficos de Henkel (**Figura 34**). En la **Figura 34a**, se observa que la magnitud del pico negativo asociado a las interacciones dipolares desmagnetizantes disminuye de manera proporcional al incremento en el contenido de aluminio. Específicamente, el valor mínimo de la curva δM transita de -0.55 en la muestra SrM pura a -0.44 en la muestra SrM-Al40. Este comportamiento se ve reflejado en los gráficos de Henkel (**Figura 34b**), donde las curvas de las muestras con aluminio se

aproximan de forma sistemática a la línea del modelo de Stoner-Wohlfarth. La presencia del aluminio en la superficie de la hexaferrita reduce el acoplamiento magnetostático de largo alcance. Es notable además que, a campos aplicados bajos ($H < 2$ kOe), las muestras SrM-Al exhiben una transición hacia valores positivos de la curva δM , sugiriendo que el depósito metálico favorece ciertos mecanismos de alineación de corto alcance en la interfaz. En consecuencia, la incorporación de aluminio no solo mitiga los efectos desmagnetizantes, sino que promueve una configuración de espines más estable, lo que se traduce en una mejora del rendimiento magnético macroscópico del material compuesto.

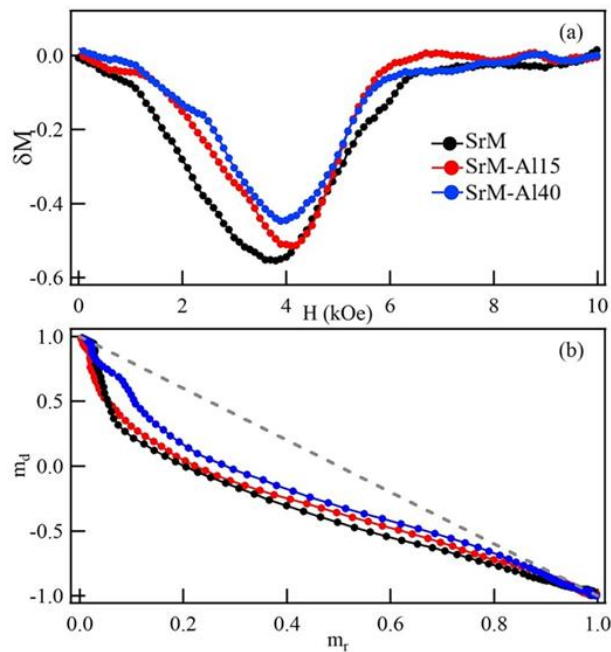


Figura 34. a) Curvas δM y **b)** diagramas de Henkel de la hexaferrita de estroncio y de esta hexaferrita con aluminio depositado durante 15 y 40 minutos.

4.6 Depósito de níquel por pulverización catódica (SrM-Ni)

4.6.1 Pulverización catódica por magnetrón

En la **Figura 50 (a-c)** se esquematiza la configuración experimental empleada para el proceso de pulverización catódica (sputtering) de níquel. Debido a su naturaleza ferromagnética, el níquel tiende a confinar las líneas de campo del magnetrón dentro del blanco sólido, lo que reduce drásticamente la densidad del plasma en comparación con materiales no magnéticos. Dado que los requerimientos energéticos para la ignición del plasma con blancos sólidos excedían las capacidades operativas del sistema disponible, se implementó una estrategia alternativa basada en el uso de precursores en polvo.

Se determinó que el empleo de polvo de níquel como blanco de pulverización reduce el blindaje magnético efectivo, permitiendo la generación del plasma a potencias menores. Siguiendo el protocolo descrito en la metodología, esta aproximación garantizó un recubrimiento exitoso y reproducible. Adicionalmente, en la **Figura 50** se comparan las emisiones ópticas (coloración) de los plasmas generados durante la pulverización de cobre **(d)** y níquel **(f)**, junto con la descarga en atmósfera pura de argón **(e)**.

La variación en las tonalidades del plasma constituye un indicativo cualitativo de la presencia de especies metálicas ionizadas en la cámara. Mientras que el argón presenta su luminiscencia característica, la modificación del color al integrar los blancos de Cu y Ni corrobora la transferencia efectiva de material desde el blanco hacia el sustrato de hexaferrita, validando la eficacia del procedimiento experimental.

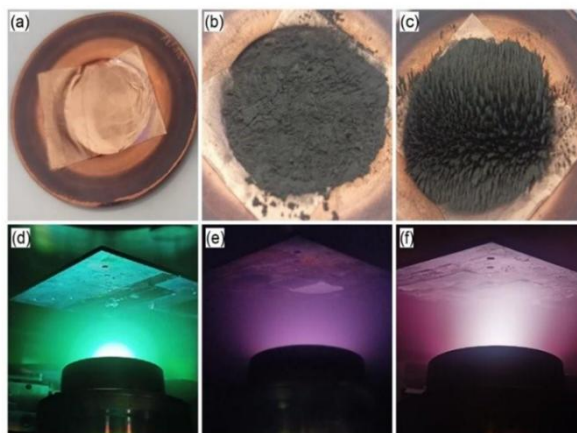


Figura 50. (a-c) Configuración experimental para la pulverización catódica de polvo de níquel. Características del plasma obtenido a partir de objetivos de (d) cobre, (e) gas argón y (f) polvo de níquel.

4.6.2 Propiedades estructurales

Debido a la naturaleza del recubrimiento de níquel obtenido mediante pulverización catódica (magnetron sputtering), sus reflexiones de difracción resultan enmascaradas por la intensa respuesta cristalina de la matriz de hexaferrita de estroncio ($\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$). Con el objetivo de superar esta limitación y caracterizar la fase metálica sin interferencias, se realizó la deposición sobre un sustrato de vidrio. El carácter amorfo de este sustrato permite eliminar las señales de fondo cristalinas, aislando las reflexiones correspondientes al níquel para confirmar su estructura de manera independiente. El difractograma y el refinamiento de Rietveld correspondiente se presentan en la **Figura 51**. Los resultados del análisis indican que el níquel depositado adopta predominantemente una estructura cristalina hexagonal (HCP), cuyos parámetros de red refinados se detallan en la **Tabla 9**. Este comportamiento sugiere que las condiciones energéticas del proceso de pulverización favorecieron la estabilización de esta fase metaestable en la película delgada.

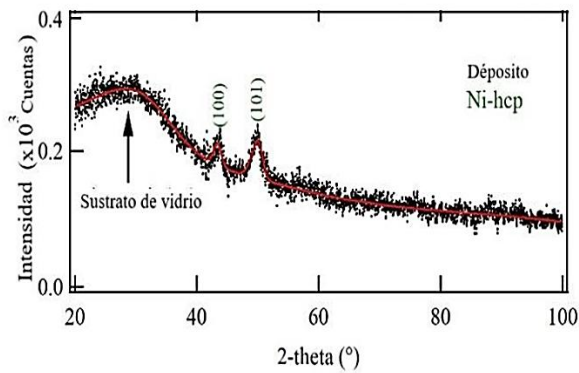


Figura 51. Difractograma de la película de níquel después de 45 minutos de deposición y ajuste de refinamiento Rietveld (línea roja).

Tabla 9. Resultados obtenidos del refinamiento Rietveld para la hexaferrita de estroncio con un recubrimiento de níquel ($P6_3/mmc$) por el método de Sputtering.

Fase	wt%	Parámetros de red		Tamaño de cristalito (nm)	Densidad (g/cm^3)	χ^2
		a (Å)	c (Å)			
Ni	66.1	$P6_3/mmc$	2.9632 ± 0.0001	27 ± 16	-	1.88

La detección de una estructura hexagonal compacta (HCP) en las películas de níquel obtenidas por magnetron sputtering constituye un hallazgo relevante, dado que el níquel en estado masivo (bulk) cristaliza convencionalmente en una estructura cúbica centrada en las caras (FCC). La estabilización de esta fase metaestable se atribuye a la naturaleza intrínseca del proceso de pulverización catódica.

Durante el depósito, los átomos de níquel impactan el sustrato con una elevada energía cinética y experimentan una tasa de enfriamiento extremadamente rápida (quenching), lo que permite congelar arreglos atómicos que no son accesibles mediante métodos de síntesis convencionales.

Asimismo, en el régimen de películas delgadas y nanoestructuradas, la energía libre del sistema está fuertemente influenciada por los esfuerzos internos (internal stresses) inducidos durante el crecimiento y por la minimización de la energía superficial en granos de tamaño nanométrico. Este cambio en la simetría cristalina es fundamental para la interpretación de las propiedades magnéticas del sistema, ya que la anisotropía magnetocristalina de la fase HCP-Ni difiere de la fase FCC, lo que impacta directamente en la magnitud del acoplamiento de intercambio con la fase de hexaferrita de estroncio [89].

4.6.3 Microestructura y morfología

Las **Figuras 52 (a-b)** presentan las micrografías de microscopía electrónica de barrido (SEM) del recubrimiento de níquel obtenido mediante la pulverización de un blanco en polvo. Las imágenes revelan la formación de una película continua y densa sobre la superficie del sustrato. El análisis por espectroscopía de energía dispersiva de rayos X (EDS), detallado en la **Figura 52 (c)**, corrobora la composición elemental del depósito al identificar la señal característica del níquel, junto con las contribuciones de los elementos constituyentes del sustrato de vidrio. Complementariamente, la microscopía de fuerza atómica (AFM) en la **Figura 52 (d)** permite caracterizar la topografía superficial a escala nanométrica, confirmando que el depósito cubre la totalidad del sustrato de manera homogénea. Es importante destacar que el flujo de argón y la distancia blanco-sustrato actúan como parámetros críticos que regulan la energía cinética de las especies pulverizadas y su camino libre medio; estos factores determinan, en última instancia, la rugosidad y la microestructura final de la película delgada.

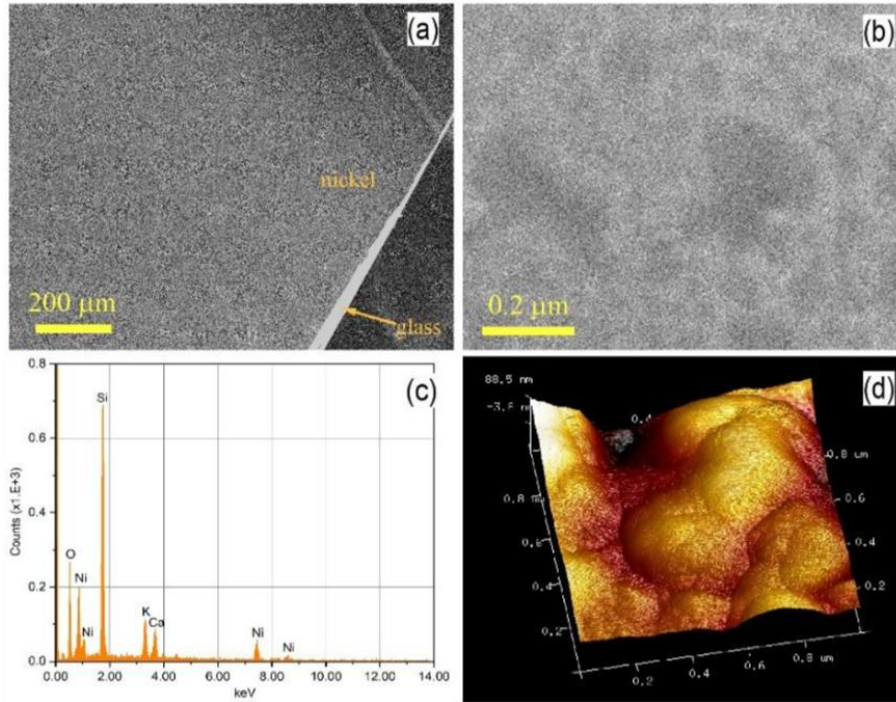


Figura 52. (a-b) Micrografías SEM de níquel depositado sobre un sustrato de vidrio. (c) Espectro EDS mostrando la presencia de níquel. (d) Micrografía AFM del depósito.

4.6.4 Propiedades de magnéticas y análisis de interacciones

La **Figura 50** presenta el ciclo de histéresis magnética normalizado del níquel depositado mediante pulverización catódica sobre un sustrato de vidrio. El material exhibe un comportamiento ferromagnético blando con un campo coercitivo (H_c) = 60 Oe, como se aprecia en el detalle del recuadro ampliado. Un aspecto relevante es que la muestra no alcanza la saturación magnética técnica incluso bajo un campo aplicado de 20 kOe, manteniendo una pendiente positiva residual en los extremos de la curva. Esta dificultad para alcanzar el estado de saturación es una evidencia macroscópica de la formación de una fase de níquel con estructura hexagonal compacta (HCP), la cual posee una constante de anisotropía magnetocristalina significativamente mayor a la de la fase cúbica (FCC)

convencional. Estos resultados confirman la viabilidad de la técnica de pulverización catódica operada a baja potencia para la obtención de películas delgadas ferromagnéticas con fases metaestables.

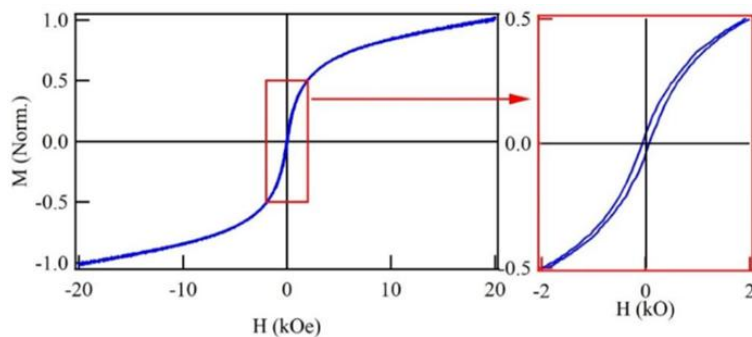


Figura 50. Curva de histéresis del níquel obtenido a partir de un objetivo en polvo utilizando magnetrón sputtering de baja potencia.

La **Figura 51** presenta los ciclos de histéresis comparativos entre la hexaferrita de estroncio pura (SrM), la película de níquel depositada sobre vidrio (Ni_S20) y el sistema compuesto SrM-Ni (SrM-S_Ni50). Un rasgo distintivo en todos los casos es la ausencia de saturación magnética técnica, incluso bajo un campo aplicado de 20 kOe. Este fenómeno es una manifestación macroscópica de la elevada anisotropía magnetocristalina intrínseca de la fase hexagonal (HCP) del níquel, cuya presencia fue validada mediante difracción de rayos X. La película de Ni puro exhibe un comportamiento ferromagnético blando con valores de remanencia y coercitividad mínimos, característicos de recubrimientos de muy bajo espesor obtenidos por este método. La incorporación de esta fase sobre la SrM actúa como un modulador de la dureza magnética, reduciendo drásticamente la coercitividad del sistema a 1.07 kOe. No obstante, la continuidad de la curva del material compuesto, carente de distorsiones o puntos de inflexión, es una evidencia experimental contundente de un acoplamiento magnético interfacial efectivo

CONCLUSIONES

La presente investigación ha permitido dilucidar el origen físico de las interacciones magnéticas interfaciales en sistemas compuestos de hexaferrita de estroncio con recubrimientos metálicos (Cu, Al, Ti y Ni). Se ha demostrado que la respuesta macroscópica de estos materiales está gobernada por una competencia dinámica entre las interacciones dipolares de largo alcance y los mecanismos de acoplamiento de canje (exchange) en la interfaz. A través del desarrollo experimental y el análisis de resultados, se establecen las siguientes conclusiones:

- Se logró la obtención de hexaferrita de estroncio pura mediante un método cerámico modificado que incorpora una etapa de pre-sinterizado a temperaturas inferiores a las convencionales. Este procedimiento garantizó una estequiometría exenta de fases secundarias, proporcionando una matriz ferrimagnética dura con propiedades intrínsecas óptimas para su posterior funcionalización.
- Mediante el análisis de las curvas δM y los gráficos de Henkel, se determinó que la incorporación de recubrimientos diamagnéticos y paramagnéticos modifica drásticamente el régimen de interacción. Estos metales actúan como un blindaje magnetostático que mitiga las interacciones dipolares desmagnetizantes, favoreciendo simultáneamente la activación de acoplamientos de intercambio en la interfaz Fe–O–Me (Me = Cu, Al, Ti). Este mecanismo resultó en un

endurecimiento magnético efectivo, evidenciado por el incremento simultáneo de la coercitividad, la cuadratura de la remanencia y el producto de energía máximo, validando el uso de fases no magnéticas como una estrategia viable para optimizar imanes permanentes.

- El recubrimiento de níquel reveló una respuesta magnética compleja, supeditada al método de síntesis y al espesor del depósito. Si bien la tendencia general hacia la disminución de la coercitividad se asocia a la contribución volumétrica de la fase blanda que facilita la nucleación de dominios inversos, el sistema obtenido por electrodeposición durante 15 min exhibió un incremento anómalo en la coercitividad. Este comportamiento confirma la existencia de un espesor crítico donde el acoplamiento de intercambio interfacial predomina sobre el carácter blando del níquel, induciendo un efecto de anclaje (pinning) que retrasa la inversión de la magnetización.

Finalmente, se concluye que los recubrimientos metálicos representan una estrategia extrínseca eficaz para sintonizar las propiedades magnéticas en hexaferritas tipo M. La naturaleza magnética del recubrimiento y su morfología (nodular en electrodeposición frente a continua en pulverización catódica con magnetrón) actúan como parámetros de control críticos que definen la jerarquía de las interacciones, permitiendo diseñar materiales compuestos con respuestas magnéticas personalizadas para aplicaciones tecnológicas específicas.

PERSPECTIVAS Y TRABAJO FUTURO

Los resultados comparativos del sistema SrM–Ni, junto con el análisis de los recubrimientos diamagnéticos y paramagnéticos, permiten establecer que la interfaz en la hexaferrita de estroncio no actúa únicamente como una región de contacto físico, sino como un modulador del mecanismo dominante de reversión magnética. En consecuencia, el trabajo futuro debe orientarse a consolidar esta comprensión como una herramienta de ingeniería interfacial capaz de seleccionar, de manera intencional, entre regímenes gobernados por anclaje de paredes de dominio (pinning) o por nucleación facilitada de dominios inversos.

Una primera línea estratégica consiste en desarrollar un marco predictivo que permita anticipar la transición entre estos dos mecanismos en función del espesor, la fase cristalina y la continuidad morfológica del recubrimiento. En el caso del Ni, la coexistencia de comportamientos radicalmente distintos: endurecimiento tipo exchange-spring en fase FCC nodular y suavización magnética en fase HCP demuestra que la simetría cristalina y la topología interfacial determinan la barrera energética global de inversión.

La implementación de simulaciones micromagnéticas que incorporen términos explícitos de intercambio interfacial y anisotropía magnetocristalina permitirá cuantificar el espesor crítico donde el sistema transita de un régimen dominado por pinning a uno controlado por nucleación.

Esta dualidad abre una ruta para modular deliberadamente parámetros como la coercitividad y el producto de energía máximo $(BH)_{\max}$. El incremento observado mediante electrodeposición optimizada posiciona al sistema como candidato para imanes permanentes

de mayor densidad energética sin alterar la estequiometría de la SrM. En contraste, la reducción controlada de coercitividad inducida por películas continuas de Ni-HCP puede ser explotada en aplicaciones donde se requiera respuesta reversible a campos moderados, como sensores magnéticos o dispositivos absorbedores de microondas. Así, el mismo material base puede adaptarse a funciones opuestas mediante control interfacial.

En el caso de los recubrimientos diamagnéticos y paramagnéticos (Cu, Al, Ti), al atenuar el comportamiento dipolar desmagnetizante e inducir un fortalecimiento del estado magnetizado sugiere una línea futura orientada a optimizar el endurecimiento magnético.

REFERENCIAS

1. Pullar, R. C., (2012). Hexagonal ferrites: A review of the synthesis, properties, and applications of hexaferrite ceramics. *Prog. Mater. Sci.*, 57, 1191–1334. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2012.04.001>
2. Mathews, S. A., et al., (2021). Analysis of the role of M-type hexaferrite-based materials in electromagnetic interference shielding. *Curr. Appl. Phys.*, 29, 39–53. <https://doi.org/10.1016/j.cap.2021.06.001>
3. Abad, V., et al., (s.f.). Evolution and process of manufacture of “NEO” magnets applied to motors of electric vehicles. *Rev. Metal.*, 54, e127. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.127>
4. Rout, S. N., et al., (2023). Magnetic anisotropy and (BH)_{max} studies in microwave sintered Al-substituted strontium hexaferrite. *Physica B*, 666, 415134. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2023.415134>
5. Almessiere, M. A., et al., (2018). Exchange spring magnetic behavior of Sr_{0.3}Ba_{0.4}Pb_{0.3}Fe₁₂O₁₉/(CuFe₂O₄)_x nanocomposites fabricated by a one-pot citrate sol-gel combustion method. *J. Alloys Compd.*, 762, 389–397. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.23>
6. Almessiere, M. A., et al., (2018). Structural and magnetic properties of Ce-doped strontium hexaferrite. *Ceram. Int.*, 44, 9000–9008. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.02.101>

7. Wang, H. Z., et al., (2012). Improvement of the coercivity of strontium hexaferrite induced by substitution of Al^{3+} ions for Fe^{3+} ions. *J. Alloys Compd.*, 537, 43–49. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.05.063>
8. Roy, D., et al., (2015). Exchange spring behaviour in $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ – CoFe_2O_4 nanocomposites. *AIP Adv.*, 5. <https://doi.org/10.1063/1.4927150>
9. Ralbag, N., et al., (2019). Induction of enhanced magnetic behavior in gold, silver, and copper by doping with $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ nanoparticles. *Phys. Rev. B*, 99, 064411.
10. García-Gallegos, J. H., et al., (2019). Magnetic properties of $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ covered with copper by electrodeposition and sputtering. *Ceram. Int.*, 45, 22675–22681. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.07.302>
11. López, F. S., et al., (2020). Magnetic properties of a mixed M and X type Sr-ferrite fabricated as highly porous ceramic with a copper cover. *Physica B*, 579, 411800. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2019.411800>
12. Desautels, R. D., et al., (2012). Increased surface spin stability in $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ nanoparticles with a Cu shell. *J. Phys. Condens. Matter*, 24, 146001. <https://doi.org/10.1088/0953-8984/24/14/146001>
13. Santos-López, F. J., et al., (2019). Effect of Cu-electrodeposition on the magnetic properties of Sr-hexaferrite with porous structure. *J. Magn. Magn. Mater.*, 479, 240–246. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2019.02.039>
14. Banerjee, S., et al., (2011). Iron oxide nanoparticles coated with gold: Enhanced magnetic moment due to interfacial effects. *J. Appl. Phys.*, 109, 123902. <https://doi.org/10.1063/1.3596760>

15. Sadat Razavi, F., et al., (2022). Green synthesis of SrFe₁₂O₁₉@Ag and SrFe₁₂O₁₉@Au as magnetic plasmonic nanocomposites with high photocatalytic performance for degradation of organic pollutants. *Chemosphere*, 291, 132741. <https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2021.132741>
16. Yang, H., et al., (2015). Simultaneous enhancements of remanence and (BH)_{max} in BaFe₁₂O₁₉/CoFe₂O₄ nanocomposite powders. *J. Alloys Compd.*, 631, 335–339. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.012>
17. Goll, D., et al., (2000). High-performance permanent magnets. *Naturwissenschaften*, 87, 423–438. <https://doi.org/10.1007/s001140050755>
18. Li, L. Z., et al., (2021). Effects of Y–Co co-substitution on the structural and magnetic properties of M-type strontium hexaferrites. *Ceram. Int.*, 47, 25514–25519. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.05.275>
19. Roohani, E., et al., (2017). M-type strontium hexaferrite nanoparticles prepared by sol-gel auto-combustion method: the role of Co substitution. *J. Supercond. Nov. Magn.*, 30, 1599–1608. <https://doi.org/10.1007/s10948-016-3966-4>
20. Dixit, V., et al., (2019). Site preference and magnetic properties of Zn-Sn-substituted strontium hexaferrite. *J. Appl. Phys.*, 125. <https://doi.org/10.1063/1.5084762>
21. Pattanayak, R., (2016). Impedance spectroscopy, dielectric and magnetic study of M-type strontium hexaferrite and its modified systems by Co and Ti. arXiv, 1611.05783. <https://doi.org/10.48550/arXiv.1611.05783>

22. Ma, X. M., et al., (2016). Tuning of magnetic properties of aluminium-doped strontium hexaferrite powders. *Chin. Phys. B*, 25, 126102. <http://dx.doi.org/10.1088/1674-1056/25/12/126102>
23. Dhingra, A., et al., (2025). Magnetic properties, microwave absorption and EMI shielding study of Al-doped strontium hexaferrites. *Inorg. Chem. Commun.*, 173, 113810. <https://doi.org/10.1016/j.inoche.2024.113810>
24. Atkare, S. S., et al., (2025). Enhancing the magnetic and dielectric properties of M-type strontium hexaferrite nanoparticles via aluminum substitution: a sol-gel synthesis approach. *J. Sol-Gel Sci. Technol.*, 1–13. <https://doi.org/10.1007/s10971-025-06712-w>
25. Dhingra, A., et al., (2025). Synergistic enhancement of magnetic and dielectric properties of polyol-synthesised Al-substituted strontium hexaferrites for efficient energy storage applications. *J. Energy Storage*, 123, 116763. <https://doi.org/10.1016/j.est.2025.116763>
26. Dai, Y., et al., (2018). Tailoring magnetic properties of Al-substituted M-type strontium hexaferrites. *Appl. Phys. A*, 124, 842. <https://doi.org/10.1007/s00339-018-2224-y>
27. Dairy, A. R. A., et al., (2019). Magnetic and structural properties of barium hexaferrite nanoparticles doped with titanium. *Symmetry*, 11, 732. <https://doi.org/10.3390/sym11060732>
28. Vinnik, D. A., et al., (2020). Influence of titanium substitution on structure, magnetic and electric properties of barium hexaferrites $\text{BaFe}_{12-x}\text{TixO}_{19}$. *J. Magn. Magn. Mater.*, 498, 166117. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2019.166117>

29. Solizoda, I. A., et al., (2024). Influence of the substitution of iron by aluminum and titanium on the structure and properties of barium hexaferrite. *J. Struct. Chem.*, 65, 1210–1218. <https://doi.org/10.1134/S002247662406009X>
30. Vinnik, D. A., et al., (2021). Effect of titanium substitution and temperature variation on structure and magnetic state of barium hexaferrites. *J. Alloys Compd.*, 859, 158365. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.158365>
31. Karim, A., et al., (2025). Study of structural, dielectric, and magnetic properties of nickel doped strontium hexaferrite nanoparticles for microwave absorption application. *Mater. Res. Express*, 12, 095008. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ae0275>
32. Roohani, E., et al., (2018). Influence of nickel substitution on crystal structure and magnetic properties of strontium ferrite via sol-gel auto-combustion route. *Int. J. Mod. Phys. B*, 32, 1750271. <https://doi.org/10.1142/s021797921750271x>
33. Tang, X., et al., (2012). Preparation and properties of strontium hexaferrite/polyurethane magnetic coatings. *Prog. Org. Coat.*, 75, 124–130. <https://doi.org/10.1016/j.porgcoat.2012.04.006>
34. Soria, G. D., et al., (2020). Influence of the growth conditions on the magnetism of SrFe₁₂O₁₉ thin films and the behavior of Co/SrFe₁₂O₁₉ bilayers. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 53, 344002. <https://doi.org/10.1088/1361-6463/ab8d70>
35. Soria, G. D., et al., (2020). Uncorrelated magnetic domains in decoupled SrFe₁₂O₁₉/Co hard/soft bilayers. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 54, 054003.

36. Soria, G. D., et al., (2025). Growth and magnetic domain imaging of barium hexaferrite thin films with a Co overlayer. *Bol. Soc. Esp. Ceram. Vidr.*, 64, 100454. <https://doi.org/10.1088/1361-6463/abc0be>
37. Kojima, H., (1982). Fundamental properties of hexagonal ferrites with magnetoplumbite structure. *Handb. Ferromagn. Mater.*, 3, 305–391. [https://doi.org/10.1016/S1574-9304\(05\)80091-4](https://doi.org/10.1016/S1574-9304(05)80091-4)
38. Gilleo, M. A., (1958). Superexchange interaction energy for $\text{Fe}^{3+}\text{-O}^{2-}\text{-Fe}^{3+}$ linkages. *Phys. Rev.*, 109, 777. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.109.777>
39. Almessiere, M. A., et al., (2019). Effect of Nb^{3+} ion substitution on the magnetic properties of $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ hexaferrites. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.*, 30, 11181–11192. <https://doi.org/10.1007/s10854-019-01464-0>
40. Wu, C., et al., (2016). Calculation of exchange integrals and Curie temperature for La-substituted barium hexaferrites. *Sci. Rep.*, 6, 36200. <https://doi.org/10.1038/srep36200>
41. Askeland, D. R., et al., (2019). *Ciencia e ingeniería de materiales (7ª ed.)*. McGraw-Hill Education. ISBN 978-607-526-063-1
42. Bertotti, G., (1998). *Hysteresis in Magnetism: For Physicists, Materials Scientists, and Engineers*. Academic Press. ISBN 9780120932702
43. Coey, J. M. D., (2010). *Magnetism and magnetic materials*. Cambridge University Press. ISBN 978-0-521-81614-4
44. Cullity, B. D., et al., (2008). *Introduction to magnetic materials (2nd ed.)*. John Wiley & Sons. ISBN 978-0-471-47741-9

45. Jimenez-Villacorta, F., et al., (2014). Advanced permanent magnetic materials. *Nanomagnetism*, 161–189.
46. Buschow, K. H. J., et al., (2007). *Physics of magnetism and magnetic materials* (Vol. 7). Springer. ISBN 9780306484087
47. *Advances in Magnetic Materials: Processing, Properties, and Performance*, (2017). CRC Press. ISBN 978-1-315-35434-7
48. Miyake, T., (2023). Development of hard-magnetic materials by first-principles calculation and materials informatics. *JSAP Rev.*, 2023, 230205. https://doi.org/10.11470/oubutsu.92.2_68
49. Jha, R., et al., (2016). Magnetic alloys design using multi-objective optimization. *En Properties and Characterization of Modern Materials* (pp. 261–284). Springer Singapore.
50. Guerrero, A. L., et al., (2016). Effect of Pb on the magnetic interactions of the M-type hexaferrites. *J. Magn. Magn. Mater.*, 399, 41–45. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2015.09.05>
51. Araujo, E., et al., (2018). Quantification of the interaction field in arrays of magnetic nanowires from the remanence curves. *J. Supercond. Nov. Magn.*, 31, 3981–3987. <https://doi.org/10.1007/s10948-018-4671-2>
52. Zhou, D., et al., (2011). Magnetic interaction in FeCo alloy nanotube array. *J. Magn.*, 16, 413–416. <https://doi.org/10.4283/JMAG.2011.16.4.413>
53. Tannous, C., et al., (2008). The Stoner–Wohlfarth model of ferromagnetism. *Eur. J. Phys.*, 29, 475. <http://dx.doi.org/10.1088/0143-0807/29/3/008>

54. Tournus, F., et al., (2016). Anisotropy evolution of nanoparticles under annealing: Benefits of isothermal remanent magnetization simulation. *J. Magn. Magn. Mater.*, 419, 1–4. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.06.005>
55. García-Otero, J., et al., (2000). Henkel plots of single-domain ferromagnetic particles. *J. Appl. Phys.*, 87, 7376–7381. <https://doi.org/10.1063/1.372996>
56. Laureti, S., et al., (2010). Magnetic interactions in silica-coated nanoporous assemblies of CoFe_2O_4 nanoparticles with cubic magnetic anisotropy. *Nanotechnology*, 21, 315701. <https://doi.org/10.1088/0957-4484/21/31/315701>
57. Bolyachkin, A. S., et al., (2021). δM plots of nanocrystalline hard magnetic alloys. *J. Magn. Magn. Mater.*, 529, 167886. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2021.167886>
58. Topal, U., (2008). Factors influencing the remanent properties of hard magnetic barium ferrites: Impurity phases and grain sizes. *J. Magn. Magn. Mater.*, 320, 331–335. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2007.06.025>
59. Gamburg, Y. D., et al., (2011). *Theory and practice of metal electrodeposition*. Springer. ISBN 978-1-4419-9668-8
60. Julve, E., (1989). Teoría de la electrodeposición de metales. Parámetros que controlan dicha deposición y control de calidad de los electrodeósitos metálicos obtenidos. *Rev. Quím.*, 3, 201–219.
61. Troudt, B. K., et al., (2022). Recent progress in the development of improved reference electrodes for electrochemistry. *Anal. Sci.*, 38, 71–83. <https://doi.org/10.2116/analsci.21SAR11>

62. Mattox, D. M., (2002). Physical vapor deposition (PVD) processes. *Metal Finish.*, 100, 394–408. [https://doi.org/10.1016/S0026-0576\(02\)82043-8](https://doi.org/10.1016/S0026-0576(02)82043-8)
63. Kelly, P. J., et al., (2000). Magnetron sputtering: A review of recent developments and applications. *Vacuum*, 56, 159–172. [https://doi.org/10.1016/S0042-207X\(99\)00189-X](https://doi.org/10.1016/S0042-207X(99)00189-X)
64. Swann, S., (1988). Magnetron sputtering. *Phys. Technol.*, 19, 67. <https://doi.org/10.1088/0305-4624/19/2/304>
65. Liu, C. T., et al., (2009). Enhancements of substrate deposition rate and target erosion profile in a dc magnetron sputtering system. *IEEE Trans. Magn.*, 45, 4391–4394. <https://doi.org/10.1109/TMAG.2009.2021569>
66. Bergström, J., (2015). Experimental characterization techniques. En *Mechanics of Solid Polymers* (pp. 19–114). William Andrew Publishing. <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-31150-2.00002-9>
67. Vernon-Parry, K. D., (2000). Scanning electron microscopy: An introduction. *III-Vs Rev.*, 13, 40–44. [https://doi.org/10.1016/S0961-1290\(00\)80006-X](https://doi.org/10.1016/S0961-1290(00)80006-X)
68. Mohammed, A., et al., (2018). Scanning electron microscopy (SEM): A review. *Proc. Int. Conf. Hydraul. Pneumat. (HERVEX)*, 2018, 7–9. ISSN 1454-8003
69. Laboratorio Nacional de Investigaciones en Nanociencias y Nanotecnología (LINAN), (s.f.). Microscopios electrónicos de barrido (SEM). IPICYT. Recuperado de https://linan.ipicyt.edu.mx/Microscopio_de_Barrido.html

70. Girão, A. V., et al., (2017). Application of scanning electron microscopy–energy dispersive X-ray spectroscopy (SEM-EDS). En Compr. Anal. Chem. (pp. 153–168). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/bs.coac.2016.10.002>
71. Pathak, A. K., et al., (2012). Assessment of LIBS for spectrochemical analysis: A review. Appl. Spectrosc. Rev., 47, 14–40. <https://doi.org/10.1080/05704928.2011.622327>
72. Jean-Noël, M. K., et al., (2020). LIBS technology and its application: Overview of the different research areas. J. Environ. Sci. Public Health, 4, 134–149. <https://doi.org/10.26502/jesph.96120090>
73. KEYENCE México S.A. de C.V., (2023). Manual de operación del identificador de materiales, serie EA-300. KEYENCE Corporation.
74. Ningthoujam, R. S., et al., (2024). Handbook of materials science (Vol. 2: Magnetic materials). Springer. ISBN 978-981-97464-5-3
75. Greenwood, N. N., (2012). Mössbauer spectroscopy: Chemistry and materials science. Springer. ISBN 9789400956971
76. Soria, G. D., et al., (2019). Strontium hexaferrite platelets: A comprehensive soft X-ray absorption and Mössbauer spectroscopy study. Sci. Rep., 9, 11777. <https://doi.org/10.1038/s41598-019-48010-w>
77. Evans, B. J., et al., (1987). ^{57}Fe hyperfine interaction parameters and selected magnetic properties of high purity $\text{MFe}_{12}\text{O}_{19}$ (M=Sr, Ba). J. Magn. Mater., 67, 123–129. [https://doi.org/10.1016/0304-8853\(87\)90728-1](https://doi.org/10.1016/0304-8853(87)90728-1)

78. Gao, F., et al., (2003). Mössbauer spectroscopy and chemical bonds in BaFe₁₂O₁₉ hexaferrite. *J. Phys. Condens. Matter*, 15, 5079–5084. <https://doi.org/10.1088/0953-8984/15/29/319>
79. Lutterotti, L., et al., (2024). MAUD – Materials Analysis Using Diffraction (and more) (versión 2) [Software].
80. Gražulis, S., et al., (2009). Crystallography Open Database—An open-access collection of crystal structures. *J. Appl. Crystallogr.*, 42, 726–729. <https://doi.org/10.1107/S0021889809016690>
81. Sözeri, H., et al., (2012). Low-temperature synthesis of single-domain Sr-hexaferrite particles by solid-state reaction route. *Phys. Status Solidi A*, 209, 2002–2013. <https://doi.org/10.1002/pssa.201228023>
82. Rasband, W. S., (1997–2026). ImageJ (versión 1.54) [Software]. U.S. National Institutes of Health. <https://imagej.net/ij/>
83. OriginLab Corporation, (2024). Origin (versión 2024) [Software]. <https://www.originlab.com/>
84. Wang, X., et al., (2015). Iron-copper nitride thin films fabricated by sputtering. *En Ceram. Eng. Sci. Proc.* (pp. 239–250). <https://doi.org/10.1002/9781119211747.ch19>
85. Roldan, A., et al., (2007). Electrodeposition of copper–magnetite magnetic composite films. *J. Appl. Electrochem.*, 37, 575–582. <https://doi.org/10.1007/s10800-006-9288-7>

86. El-Hilo, M., et al., (2004). Interaction effects in granular powder systems. *J. Magn. Magn. Mater.*, 272, 327–329. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2003.12.752>
87. Barrera, E. E. V., (2021). Introducción al desarrollo y validación de un método analítico para la determinación de agua por cronoamperometría a potencial impuesto usando el reactivo de Karl Fischer (Tesis doctoral). Universidad Nacional Autónoma de México.
88. Carbucicchio, M., et al., (2004). Ferromagnetic planar nanocomposites. *Hyperfine Interact.*, 156, 581–593. <https://doi.org/10.1023/B:HYPE.0000043280.77270.6c>
89. Gong, J., et al., (2008). Structural and magnetic properties of hcp and fcc Ni nanoparticles. *J. Alloys Compd.*, 457, 6–9. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.02.124>

Artículos Publicados

1. Effect of an aluminum layer deposited with magnetron sputtering on magnetic and remanence properties of Sr-hexaferrite. *Materials Science & Engineering B*. (Publicado 10 Julio de 2023) <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2023.116731>
2. Remanence properties and Mössbauer analysis of the strontium hexaferrite with copper deposited by sputtering. *Journal of Materials Science*. (Publicado 18 de Marzo 2024) <https://doi.org/10.1007/s10853-024-09530-7>
3. Study of magnetic and structural properties of nickel films deposited by magnetron sputtering using a powder target. *Physica B: Condensed Matter*. (Publicado 17 de diciembre 2025) <https://doi.org/10.1016/j.physb.2025.418172>

Participación en congresos

Participación en “Primer Ciclo de Seminarios Niels Bohr de Ciencia de Materiales” con la exposición titulada “Recubrimientos metálicos realizados por la técnica de electrodeposición en la superficie de la hexaferrita de estroncio” el día 8 de septiembre de 2022.

Participación con poster en el “LXV Congreso Nacional de Física”, con el trabajo titulado “Efecto del recubrimiento con cobre sobre las propiedades magnéticas de la ferrita de estroncio porosa” el día 6 de octubre de 2022.

Participación en el Colegio de Ciencia Política y Sociales de Hidalgo con la plática “La juventud mexicana y las ciencias”, llevada a cabo el día 17 de mayo de 2023.

Participación en el “XVI Encuentro de Investigación del Área Académica de Ciencias de la Tierra y Materiales” con el trabajo titulado “Recubrimientos por magnetron sputtering: Una nueva estrategia para mejorar las propiedades magnéticas de la hexaferrita de estroncio.”, el día 28 de septiembre de 2023.

Participación en el concurso de Cartel Científico presentando el trabajo titulado: "Estudio de las propiedades de remanencia y análisis Mössbauer de la hexaferrita de estroncio con depósito de cobre por sputtering" el día 25 de abril de 2024 en modalidad virtual.

Participación en el 4o Congreso Estatal de Investigación en Ciencias de los Materiales con el tema “Efecto de una capa de aluminio depositada por pulverización catódica de magnetron en las propiedades magnéticas y de remanencia de la hexaferrita de estroncio” el día 25 de abril de 2025

Participación en el XII Congreso Nacional de Cristalografía y de las II Jornadas de Cristalografía, con el tema “Estructuras que cambian al mundo: Cristalografía y Sustentabilidad” los días 29-31 de noviembre de 2025

Asistencia al “XI Congreso Nacional de Cristalografía”, del 30 de noviembre al 2 de diciembre de 2022.

Asistencia al taller “Introducción al método Rietveld con PROFEX/BGMN: Análisis de polvos.”, del 30 de noviembre al 2 de diciembre de 2022.

Asistencia al “VI Seminario Regional de Materiales Avanzados”, en modalidad virtual del 5 al 7 de octubre de 2022.

Asistencia al “XVI Encuentro de Investigación del Área Académica de Ciencias de la Tierra y Materiales”, del día 27 al 29 de septiembre de 2023.

Asistencia al Tercer Congreso Estatal de Investigación en Ciencia de los Materiales, modalidad virtual, el día 26 de abril 2024 con una duración de 6 horas.

Asistencia al 2do. Congreso Nacional de Nanotecnología y Energías Renovables, UASLP, realizado por esta Institución del 16 al 18 de octubre de 2024.

Actividades de retribución social

Colaboración como adjunta de los docentes de posgrado. Periodo 24 de enero de 2022 – 25 de julio de 2022.

Asesoramiento a jóvenes de licenciatura en su formación. Periodo 24 de enero de 2022 – 25 de julio de 2022.

Presentación de resultados de investigación en el LXV Congreso Nacional de Física el 6 de octubre de 2022.

Participación en foro de intercambio de experiencias sociales / institucionales en el Colegio de Ciencia Política, el 17 de mayo de 2023.

Presentación de resultados de investigación en el Seminario Niels Bohr el 8 de septiembre de 2023.

Presentación de resultados de investigación en el Tercer Congreso Estatal de Investigación en Ciencias de los Materiales, el 26 Abril 2024

Participación en foro de intercambio de experiencias sociales / institucionales en el Colegio de Ciencia Política, el 20 de septiembre de 2024.

Participación en el 4º Congreso Estatal de Investigación en Ciencias de los Materiales, realizadas el día 25 de abril de 2025, mediante la presentación de poster.

Asesoramientos a jóvenes de la licenciatura en Ingeniería de Materiales. Periodo 4 de agosto de 2025 - 5 de septiembre de 2025.

Participación en el XII Congreso Nacional de Cristalografía y de las II Jornadas de Cristalografía, con el tema “Estructuras que cambian al mundo: Cristalografía y Sustentabilidad” los días 29 - 31 de noviembre de 2025