



**CENTRO DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES AVANZADOS
DEPARTAMENTO DE ESTUDIOS DE POSGRADO**

**INCREMENTO DE LA TEMPERATURA DE CURIE EN PELICULAS
EPITAXIADAS DE Mn_5Ge_3 SOBRE SUSTRAROS DE Ge (001) MEDIANTE
DOPAJE CON CARBONO**

**TESIS
PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRIA EN CIENCIA DE MATERIALES**

**Presenta:
Ing. Jesús Luis Alberto Ponce Ruiz**

**ASESOR:
Dr. Sion Federico Olive Méndez**

CHIHUAHUA, CHIH.

NOVIEMBRE 2015

RESUMEN

El desarrollo de la vida moderna como la conocemos, con todas sus innovaciones tecnológicas, han sido posibles en gran medida debido al desarrollo de la electrónica, la cual se encuentra presente cada día, desde computadoras, teléfonos automóbiles en fin cualquier método de transporte y comunicación moderno. La electrónica ha usado la carga del electrón para generar dispositivos, novedosos que pueden procesar y guardar información como nunca antes, por medio de la tecnología del silicio principalmente CMOS (Complementary Metal Oxide Semiconductor) pero esta llegara a su límite de velocidad de procesamiento, recientemente ha surgido una nueva rama la espintrónica que se vale del espín del electrón para conseguir un nuevo grado de libertad con lo cual se podrán tener transistores que sean capaces de realizar más operaciones lógicas en un menor espacio, lo que contribuye aún más a la miniaturización, para que la tecnología de la espintrónica sea factible es necesario crecer materiales ferromagnéticos que sean crecidos epitaxialmente sobre sustratos de la electrónica convencional como el silicio y que estos a su vez sean capaces de ordenar los espines para obtener una corriente polarizada. La espintrónica también tiene aplicaciones en el almacenamiento de información, en los discos duros, se puede utilizar la orientación relativa del espín los dominios magnéticos con las cabezas lectoras, además de que para detectar estas orientaciones no es necesario aplicar una corriente externa por lo cual lleva a un menor consumo de energía. Por lo cual se ha investigado el material Mn_5Ge_3 un material ferromagnético que puede ser crecido sobre Ge (001) y este a su vez sobre Si (001) como un candidato para realizar la inyección de espín hacia un semiconductor, con una $T_C = 296K$ por lo cual se realizó un dopaje con carbono consiguiendo ferromagnetismo a cercano a 450K óptimo para aplicaciones electrónicas.

TABLA DE CONTENIDO

Lista de figuras.....	IX
Lista de tablas.....	XII
Agradecimientos.....	XIII
Reconocimientos.....	XIV
Capítulo 1: Antecedentes.....	1
1.1 Transistor de efecto de campo.....	1
1.2 Compatibilidad Ge/Si.....	2
1.3 Compuesto Mn_5Ge_3	3
1.4 $Mn_5Ge_3C_x$	4
1.5 Hipótesis.....	4
1.6 Objetivo general.....	5
1.7 Objetivos particulares.....	5
1.8 Justificación.....	5
Capítulo 2: Marco teórico.....	7
2.1 Introducción.....	7
2.2 Semiconductores.....	8
2.3 Transistor MOSFET.....	12
2.4 Materiales magnéticos.....	13
2.5 Espintrónica.....	20
2.5.1 Polarización de espín.....	22
2.5.2 Dispositivos espintrónicos.....	23
2.5.3 Diferentes métodos para realizar la inyección de espín.....	26
2.5.4 $Mn_5Ge_3C_x$	29

2.6 Comportamiento del carbono en el Mn_5Ge_3	30
2.7 Anisotropía magnética.....	32
Capítulo 3: Erosion catodica "sputtering".....	38
3.1 Crecimiento cristalino de películas delgadas.....	40
3.2 Métodos de crecimiento.....	41
3.3 Relajación superficial.....	43
3.4 Reconstrucción superficial.....	45
Capítulo 4: Tecnicas de caracterización	46
4.1 Difracción de rayos X.....	46
4.2 Microscopia electrónica de trasmisión (TEM).....	48
4.3 Espectroscopia de dispersión de energía (EDS).....	49
4.4 Reflexión de electrones de alta energía (RHEED).....	51
4.4.1 Interpretación de los patrones en el RHEED.....	53
4.4.2 Equipo experimenta (RHEED).....	53
4.4.3 Ángulo de incidencia sobre la muestra	54
4.5 Microscopia de fuerza atómica (AFM).....	55
4.6 Magnetómetro de SQUID.....	57
Capítulo 5: Sintesis de la pelicula de $Mn_5Ge_3C_x$	58
5.1 Determinación de las potencias del dopaje para 400°C de $Mn_5Ge_3C_{0.6}$...	60
5.2 Recalibración por efecto de la temperatura de depósito.....	62
Capítulo 6: Caracterización de la película de Ge (001)/ $Mn_5Ge_3C_{0.6}$	71
6.1 Caracterización por RHEED.....	71
6.2 Caracterización por Rayos X.....	75
6.3 Caracterización por microscopia de fuerza atómica (AFM).....	79

6.4 Caracterización por microscopia electrónica de transmisión TEM.....	81
6.5 Caracterización por espectroscopia de dispersión de energía EDS.....	83
6.6 Determinación de las relaciones epitaxiales.....	83
6.7 Caracterización de las propiedades magnéticas.....	86
6.7.1 Determinación del valor de la anisotropía.....	88
Capítulo 7 Conclusiones.....	89
Trabajos citados	91

LISTA DE FIGURAS

Lista de figuras

<i>Fig.2.1 Estructura de bandas del Silicio</i>	8
<i>Fig. 2.2 Cristal de Ge en el que un átomo de Ge ha sido remplazado por uno de As</i>	10
<i>Fig. 2.3 Cristal de Ge en el que un átomo de Ge ha sido remplazado por uno de Ga</i>	10
<i>Fig.2.4 Niveles de energía de las impurezas donoras y aceptadoras de electrones</i>	11
<i>Fig. 2.5 (a) Estructura real de un transistor (b) Estructura esquemática de un transistor</i>	13
<i>Fig. 2.6 Líneas de campo magnético según la carga eléctrica</i>	14
<i>Fig. 2.7 Propiedades magnéticas</i>	15
<i>Fig. 2.8 Estado del material sobre la densidad de flujo</i>	16
<i>Fig. 2.9. (a) Esquema de dominios en un material policristalino (b) los momentos magnéticos cambian continuamente de dirección a través de las fronteras de grano</i>	17
<i>Fig. 2.10 Campo magnético contra magnetización</i>	18
<i>Fig. 2.11 Efecto de la temperatura sobre (a) ciclo de Histéresis (b) remanencia, el comportamiento ferromagnético desaparece sobre la temperatura de Curie</i>	19
<i>Fig. 2.12. Diagrama de un transistor a espín</i>	25
<i>Fig. 2.13 Diferentes métodos de inyectar una corriente polarizada a) a través de una barrera Schottky utilizando un material ferromagnético b) a través de una barrera túnel c) utilizando un semiconductor magnético diluido</i>	28
<i>Fig. 2.14 Estructura cristalina de Mn_5Ge_3 en donde se observan las subredes del Mn_I y Mn_{II} así como también el carbono en las posiciones intersticiales</i>	30
<i>Fig. 2.15 interacciones espín-orbita-estructura</i>	33
<i>Fig.2.16 Curvas de magnetización de un cristal de cobalto</i>	34
<i>Fig.2.17 Estructura de dominios de un cristal uniaxial</i>	35

<i>Fig.2.18 Direcciones y planos en los cristales hexagonales para los valores posibles de K_1 y K_2.....</i>	<i>36</i>
<i>Fig. 3.1 Componentes del sistema de erosión catódica.....</i>	<i>39</i>
<i>Fig.3.2 Diagrama de la formación del plasma en la cámara.....</i>	<i>39</i>
<i>Fig. 3.3 A) Mn_5Ge_3 sobre Ge(111) B) Mn_5Ge_3 Ge(001) se observa que se obtienen distinta morfología también diferentes valores de anisotropía, cuando la anisotropía del Mn_5Ge_3 cuando está en bulto es de $K_1= 3 \times 10^5$ erg/cm³.....</i>	<i>42</i>
<i>Fig. 3.4 A) Difracción de un solo fotón que confirma la fase de Mn_5Ge_3 sobre GaAs B) Planos del sustrato de GaAs y la película.....</i>	<i>43</i>
<i>Fig. 3.5 Representación de las relajaciones superficiales y las fuerzas que actúan sobre los átomos internos y superficiales.....</i>	<i>44</i>
<i>Fig. 3.6 Representación del perfil de una superficie de un semiconductor (a) superficie no reconstruida (b) superficie reconstruida.....</i>	<i>45</i>
<i>Fig. 4.1 Interacción de los rayo X con un material cristalino.....</i>	<i>47</i>
<i>Fig. 4.2 Interacción electrones con la muestra.....</i>	<i>48</i>
<i>Fig.4.3 Diagrama esquemático de las capas de electrones internas.....</i>	<i>50</i>
<i>Fig. 4.4 Esquema del espectro característico de las capas internas de los átomos.....</i>	<i>51</i>
<i>Fig. 4.5 Esquema de funcionamiento del RHEED vistas superior y lateral.....</i>	<i>52</i>
<i>Fig. 4.6 Esquema de funcionamiento del RHEED en 3D.....</i>	<i>52</i>
<i>Fig. 4.7. a)P.D. De una superficie con reconstrucción b) P.D. De una muestra con Islas c) P.D. De una muestra policristalina d)P.D. De una muestra amorfa.....</i>	<i>54</i>
<i>Fig. 4.8 Esquema de funcionamiento del AFM.....</i>	<i>55</i>
<i>Fig.5.1 Espesor de la película de Ge (001)/ Mn_5Ge_3 para determinar la velocidad de crecimiento a 450 grados centígrados.....</i>	<i>58</i>
<i>Fig.5.2 Espesor de la película de Ge (001)/ Mn_5Ge_3 para determinar la velocidad de crecimiento a temperatura ambiente.....</i>	<i>59</i>
<i>Fig. 5.3 Celda unitaria del Mn_5Ge_3 simulada con el Carine.....</i>	<i>60</i>
<i>Fig. 5.4 Parámetros de red y posiciones atómicas de la celda de Mn_5Ge_3.....</i>	<i>60</i>
<i>Fig. 5.5 Micrografía para determinar la velocidad del carbono.....</i>	<i>64</i>
<i>Fig.5.6 Micrografía depósito de carbono sobre Ge para determinar la velocidad de crecimiento.....</i>	<i>64</i>

<i>Fig. 5.7 Rectas de recalibracion para 350 grados centígrados para los valores de manganeso.....</i>	<i>66</i>
<i>Fig. 5.8 Rectas de recalibracion para 350 grados centígrados para los valores de germanio.....</i>	<i>67</i>
<i>Fig. 6.1. Medición de las distancias reciprocas de una superficie reconstruida.....</i>	<i>70</i>
<i>Fig.6.2 Grafica de la relajación de la película con el espesor.....</i>	<i>71</i>
<i>Fig. 6.3 Determinación de los ejes de zona mediante carine a) reconstrucción del germanio [110] b) reconstrucción del germanio [100] c) película Mn₅Ge₃ [012] d) película Mn₅Ge₃ [001] e) patrón simulado por Carine [012] patrón simulado por Carine [001].....</i>	<i>72</i>
<i>Fig. 6.4 Ejes de zona en la película.....</i>	<i>73</i>
<i>Fig. 6.5 Difractograma de las películas a diferentes condiciones por RDE y SPE a 350 450 y 550 grados centígrados.....</i>	<i>75</i>
<i>Fig.6.6 Películas de Mn₅Ge₃ dopadas con carbono depositadas a SPE 350°C por media hora verde y películas de Mn₅Ge₃ dopadas con carbono RDE a 350 °C naranja.....</i>	<i>76</i>
<i>Fig. 6.7 Micrografías de (AFM) de las películas por SPE con mejores propiedades magnéticas.....</i>	<i>77</i>
<i>Fig. 6.8 Micrografías de (AFM) de las películas por RDE con mejores propiedades magnéticas.....</i>	<i>77</i>
<i>Fig.6.9 Micrografías de transmisión que demuestra que se obtuvo una película continúa de Mn₅Ge₃.....</i>	<i>78</i>
<i>Fig. 6.10 Micrografía de la película RDE 350 grados y espectroscopia de EDS.....</i>	<i>79</i>
<i>Fig. 6.11 Micrografía de la película RDE 350 grados y espectroscopia de EDS se observa que se mantiene la composición a lo largo de la película.....</i>	<i>80</i>
<i>Fig. 6.12 Perfil de línea de la película RDE 350 grados de manera horizontal.....</i>	<i>80</i>
<i>Fig. 6.13. Micrografía de la película RDE 350 grados con perfil de línea vertical.....</i>	<i>83</i>
<i>Fig.6.14 Micrografía de TEM la cual demuestra que es una película epitaxiadas y sus relaciones epitaxiales también el ordenamiento en contraste Z de los núcleos de la película comparados con los carine y los reales.....</i>	<i>83</i>
<i>Fig. 6.15 Micrografía de la zona de esfuerzos de la película RDE 350 grados.....</i>	<i>84</i>
<i>Fig. 6.16 Mediciones magnéticas A) determinar la temperatura de Curie B) Lazo de histéresis.....</i>	<i>85</i>
<i>Fig. 6.17 Determinación del valor de la constante de anisotropía.....</i>	<i>86</i>

TABLAS

<i>Tabla 2.1 Momentos magnéticos de la celda unitaria</i>	31
<i>Tabla 5.1 Calibración de las potencias de Mn y Ge por RDE</i>	56
<i>Tabla 5.2 Calibración a temperatura ambiente SPE</i>	57
<i>Tabla 5.3 Calibración de la velocidad de depósito del carbono con respecto a la potencia para un dopaje de 0.6 de fracción molar</i>	60
<i>Tabla 5.4 Determinación densidad del compuesto Mn_5Ge_3</i>	61
<i>Tabla 5.5 Calibración de la potencia del carbono</i>	63
<i>Tabla 5.6 Recalibración en la que se observa la variación de la concentración por efecto de la temperatura</i>	69
<i>Tabla 6.1 Composición de la película RDE 350 grados de Mn y Ge</i>	80

AGRADECIMIENTOS

Primeramente quisiera agradecer al centro de investigación en materiales avanzados (CIMAV) por permitirme ser parte de esta gran institución y darme la oportunidad de colaborar con grandes personalidades, así como cambien al consejo nacional de ciencia y tecnología (CONACYT) por el apoyo en la realización de esta tesis.

A mí asesor el doctor Sion Federico Olive Méndez por la gran enseñanza recibida y apoyo con cada uno de los momentos, y preguntas respondidas aquellos momentos estresantes y buenos que llevaron a la culminación de la tesis.

Al maestro José Trinidad Holguín Momaca el técnico responsable del laboratorio con quien me apoye en gran medida y la asesoría recibida.

A mí madre por su apoyo y comprensión en los momentos difíciles

A todos mis amigos y compañeros con los cuales conviví y pase grandes momentos, dentro de esta institución.

RECONOCIMIENTOS

A mi asesor de tesis, el Dr. Sion Olive Méndez por todo su apoyo y dedicación en la elaboración de esta tesis, sé que sin su apoyo esto no sería posible

Al M.C. José Trinidad Holguín por su colaboración e interés para la elaboración de esta tesis.

Al M.C. Oscar Solís por colaboración para la obtención de los análisis por Microscopía de Fuerza Atómica.

Al M.C. Enrique Torres por su colaboración para la obtención de los análisis de Difracción de Rayos x.

Al M.C. Carlos Ornelas por su colaboración para la obtención de los análisis por Microscopía Electrónica de Transmisión.

A los doctores Luis Fuentes Cobas y Mario Miki Yoshida mis sinodales.

Capítulo 1 Antecedentes.

El comienzo de los circuitos integrados se dio a partir de 1959, desde entonces la industria basada en los semiconductores de silicio ha incrementado el rendimiento de los circuitos integrados siguiendo la ley de Moore. En 1865, Gordon Moore observó que para los circuitos integrados basados en silicio el número de transistores por cm^2 se duplicaba cada año. El seguimiento de esta ley implicó que las compañías líderes en la manufactura de dispositivos electrónicos se vieran forzadas a reducir los tamaños de los componentes electrónicos hasta por debajo de los 100nm (habrá aproximaciones incluso hasta los 10nm). Como consecuencia de esta reducción de dimensiones será necesario reevaluar los conceptos de los dispositivos, su estructura y la elección de dieléctricos utilizados (Morkoç. s.f.).

1.1 Transistor de efecto de campo.

En medio de la revolución tecnológica del silicio, se encuentra el semiconductor metal-óxido de efecto de campo (MOSFET). El uso de semiconductores tipo n y tipo p en un mismo dispositivo son la base de los MOSFET. La fabricación de los MOSFET se basa en el sistema Si:SiO₂ el cual ofrece varias propiedades importantes de los materiales (propiedades eléctricas), una interface termodinámica estable de Si:SiO₂ y propiedades de enlace entre las fases. En la tecnología CMOS existen defectos en las densidades de corriente relacionadas con la interface Si:SiO₂, las cuales son del orden de $10^{10}/\text{cm}^2$. Estas propiedades eléctricas tan relevantes presentan un desafío para cualquier material candidato a reemplazar los componentes de un transistor (MOSFET) (Morkoç. s.f.).

La miniaturización de la interface Si:SiO₂ está limitada por la fuga de corriente, presente cada vez más en tamaños menores. La necesidad de dispositivos más rápidos y con mayor

densidad de corriente obliga a que los componentes electrónicos sean cada vez más pequeños.

Por lo tanto, es de gran importancia encontrar un reemplazo para el SiO_2 (Morkoç. s.f.).

Esto conduce a la búsqueda de otros dieléctricos con más altas constantes dieléctricas, como los llamados high-k, los cuales permiten mantener la capacitancia en el contacto base necesaria para reducir los efectos de canal corto. Para que el dieléctrico high-k sea un reemplazo adecuado para el SiO_2 debe tener una constante dieléctrica alta y un bandgap grande (Morkoç. s.f.).

1.2 Compatibilidad del Ge/Si

El primer transistor fue creado en 1947, utilizando cristales de germanio en bulto, el germanio tiene muchas ventajas sobre el silicio, entre las que se encuentran una gran inyección de electrones y huecos velocidad y movilidad que pueden proveer a los dispositivos semiconductores de altas velocidades de frecuencias de operación pero debido a la falta de una buena estabilidad en el aislamiento de los dispositivos basados en el germanio, los semiconductores basados en el silicio se aventajaron y ahora ocupan el 97% de toda la microelectrónica. (Yu2 Received 28 August 2013).

El germanio es de un grupo similar y vecino al del silicio es un elemento semiconductor en el grupo IV, su constante del parámetro de red es 0.56579nm 4.18% más grande que la del silicio pero encaja perfectamente como el compuesto semiconductor GaAs. Esto significa dos cosas, las películas epitaxiales de germanio sobre un bulto de silicio son un reto y que las películas de germanio puede ser potencialmente usadas como capa buffer sobre un sustrato para III-V deposición de compuestos epitaxiales Ge/Si (Yu2 Received 28 August 2013).

1.3 Compuesto Mn_5Ge_3 .

El compuesto Mn_5Ge_3 es ferromagnético a temperatura ambiente, de un carácter metálico y tiene la habilidad de crecer de manera epitaxial sobre el germanio, por lo cual actúa como un candidato potencial para la inyección de espín en los semiconductores del grupo IV. Entendiendo y controlando el crecimiento de este sobre el germanio $Ge/Mn_5Ge_3/Ge$ para numerosas aplicaciones de la espintrónica (Vinh Le Thanh, An unusual phenomenon of surface reaction Received 30 July 2012).

Los grados de libertad del espín en dispositivos semiconductores tienen gran potencial para futuras aplicaciones electrónicas. Una detección e inyección segura de espines polarizados en canales activos es requerida para su implementación en dispositivos.

El Mn_5Ge_3 presenta propiedades muy interesantes que lo hacen el candidato ideal para inyección de espín en el germanio: es la fase más estable en el diagrama de fases de Mn:Ge y es ferromagnético por encima de la temperatura ambiente (Sion F. Olive Mendez Received 13 December 2014, revised 24 February 2015, accepted 26 February 2015)

Se ha encontrado que a diferencia del material en bulto, las películas epitaxiadas de Mn_5Ge_3 cuyos espesores sean menores a los 50nm presentan un eje de fácil magnetización a lo largo del plano basal hexagonal (001), paralelo a la interface entre la película de Mn_5Ge_3 y el sustrato.

1.4 Mn₅Ge₃C_x.

La temperatura de Curie del compuesto Mn_5Ge_3 es de 296 K por lo cual es deseable que esta sea mayor para evitar la pérdida de información por lo que esta temperatura se encuentra muy cercana a la temperatura ambiente (Sion F. Olive Mendez Received 13 December 2014, revised 24 February 2015, accepted 26 February 2015).

El compuesto Mn_5Ge_3 ha sido crecido sobre Ge (111) y dopado con carbono, la temperatura de Curie del Mn_5Ge_3 ha sido exitosamente incrementada al doparla con carbono. Los valores de la difusividad $D= 2.4 \times 10^{-23} m^2 s^{-1}$ este es un valor típico del rango de difusión en sitios intersticiales, además de que la temperatura de Curie se aproxima a valores de 450K (Matthieu Petit* 20 February 2012)

1.5 Hipótesis.

La elaboración de una película delgada continua de $Mn_5Ge_3:C_x$ sobre Ge (001) es posible utilizando la técnica de erosión catódica mediante co-deposito de Mn, Ge y C con la estequiometria correcta y a una temperatura del orden de 350°C.

1.6 Objetivo general.

Elaborar la heteroestructura $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}/\text{Ge}(001)$ con un crecimiento epitaxial utilizando la técnica de erosión catódica y caracterizar las propiedades magnéticas como temperatura de Curie y magnetización

1.7 Objetivos particulares

- Determinar la rugosidad del compuesto $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_x$ sobre el sustrato de Ge(001)
- Verificar la composición química por Eds
- Reproducir el crecimiento por co-depósito de Mn_5Ge_3 sobre los sustratos previos
- Caracterizar estructuralmente por RHEED, XRD y AFM: morfología, rugosidad relación epitaxial y esfuerzos inducidos
- Determinar las condiciones para dopar el material con C a diferentes concentraciones
- Verificar la composición química por Eds
- Determinar el efecto del dopaje con carbono sobre la temperatura de Curie y magnetización

1.8 Justificación.

La espintrónica es un área emergente de la electrónica la cual apunta a la manipulación y detección del espín de los electrones para realizar operaciones lógicas en dispositivos electrónicos. Las metas son conseguir una mayor velocidad y menor consumo de energía por parte de los dispositivos. Un paso clave para el desarrollo de esta nueva electrónica es encontrar inyectores de espín los cuales deben de cumplir con los siguientes requisitos: una alta temperatura de Curie (T_C), alta polarización magnética y compatibilidad con la

tecnología de silicio comúnmente utilizada en los circuitos CMOS. (Vinh Le Thanh 30 September 2013 IOP Science)

Uno de los materiales que posee características importantes para dicha aplicación es el compuesto intermetálico Mn_5Ge_3 que tiene estructura cristalina hexagonal y es ferromagnético con una T_c aproximadamente de 300 K. Hay una gran cantidad de estudios dedicados al estudio de este material crecido epitaxialmente sobre Ge (111), al estudio de su anisotropía magnetocristalina y efectos de anisotropía de forma. Los modelos teóricos han predicho una alta inyección del espín en un semiconductor con una eficiencia de 42%. (Matthieu Petit February 2012)

La T_c del Mn_5Ge_3 dopado con carbono incrementa significativamente hasta 450 K al doparlo con una fracción molar de carbono $Mn_5Ge_3C_x$ ($x \approx 0.6$). Por otra parte, para poder lograr la compatibilidad con la electrónica convencional, el crecimiento de películas de Ge/Si son una solución atractiva (S. M. Pietralunga^{1(a)} November 2009) el crecimiento de la película sobre Ge (001) se vuelve indispensable ya que es posible crecer Ge (001) de manera epitaxial sobre sustratos de Si (001). (Smereka 2012)

Capítulo 2: Marco teórico.

Uno de los principales componentes de los dispositivos electrónicos es el transistor, el cual regula la conducción de un circuito es decir trabaja como un interruptor entre dos terminales, la fuente y la salida por medio de una compuerta a la cual se le aplica un voltaje para tener las siguientes condiciones $V > 0$ nos permite la conducción, un uno y $V = 0$ un cero en lenguaje binario, y de esta manera se procesa la información, los mismos transistores pueden mantener la carga, para mantener una posición fija, y funcionar como memorias.

2.1 Introducción.

El transistor es el componente principal en los circuitos de la mayoría de los utensilios electrónicos que nos rodean. Es un dispositivo semiconductor que se utiliza para amplificar señales, abrir/cerrar circuitos, rectificar, como regulador de voltaje, modulador de señales y oscilador.

El transistor fue inventado en los Laboratorios Bell de Estados Unidos en 1947, por John Bardeen, Walter Brattain y William Shockley, por lo que se les otorgó el Premio Nobel de Física en 1956.

El transistor tiene tres terminales: emisor, colector y base. Cuando se utiliza como amplificador, por ejemplo, una pequeña corriente entre la base y el emisor puede modular la que circula entre emisor y colector, la cual aparece amplificada. Los diferentes efectos electrónicos que se pueden lograr con un transistor han conducido a una variedad de tipos, permitiendo al ingeniero electrónico gran versatilidad en el diseño de circuitos.

Más aún, el proceso de miniaturización ha resultado en los conceptos de circuito integrado, microcircuitos que incluyen millones de transistores y otros componentes electrónicos, y del

microprocesador o “chip” que es un circuito integrado que procesa toda la información en los computadores.

2.2 Semiconductores.

Como los transistores convencionales y también los novedosos transistores de espín son fabricados en base a los semiconductores es necesario tener un conocimiento de estos materiales.

Según la estructura de bandas, los metales están caracterizados por bandas de valencia parcialmente llenas y debido a los electrones en esta banda es que surge la conducción eléctrica. Por otra parte la banda de valencia de los aislantes está completamente llena con electrones. Los semiconductores se encuentran en una posición intermedia entre los metales y los aislantes, los semiconductores a bajas temperaturas, esta su banda de valencia completamente llena y existe una pequeña separación (gap) entre esta y su siguiente banda vacía, la cual es llamada banda de conducción.

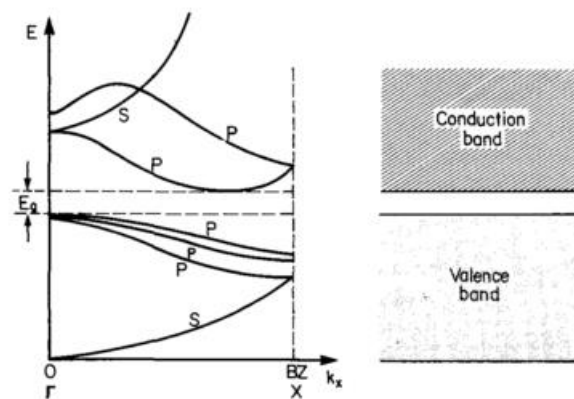


Figura 2.1 Estructura de bandas del Silicio

Los semiconductores se vuelven conductores a temperaturas elevadas. En un semiconductor intrínseco, el mecanismo de conducción es predominantemente debido a las propiedades del

crystal puro. Para hacer que un semiconductor conduzca, los electrones tienen que excitarse de la banda de valencia a la banda de conducción, donde ellos pueden ser acelerados por un campo eléctrico externo. Igualmente los huecos de los electrones que quedan atrás en la banda de valencia contribuyen en la conducción. Ellos migran en la dirección opuesta a la de los electrones. La energía de excitación de los electrones de la banda de valencia en la banda de conducción proviene usualmente de la energía térmica. Los electrones son transferidos de una banda a la siguiente por transiciones inter-banda (Hummel 2011)

Semiconductores extrínsecos

Cuando se agregan átomos pentavalentes (donador), como el As, al germanio, se forman enlaces covalentes con los átomos de Ge. El esquema de una red cristalina de Ge, en el que un átomo de Ge ha sido reemplazado por uno de As. Como se sabe, la estructura electrónica del As ($[\text{Ar}]3d^{10} 4s^2 3p^3$) es similar a la del Ge ($[\text{Ar}]3d^{10} 4s^2 4p^2$), solo que el As posee un electrón adicional en su capa externa. No obstante, el As puede aún formar enlaces covalentes con el Ge, como se observa en la figura 2.2 y 2.3.

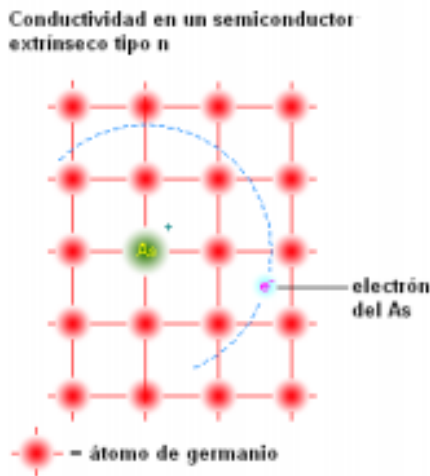


Fig. 2.2 Cristal de Ge en el que un átomo de Ge ha sido remplazado por uno de As.

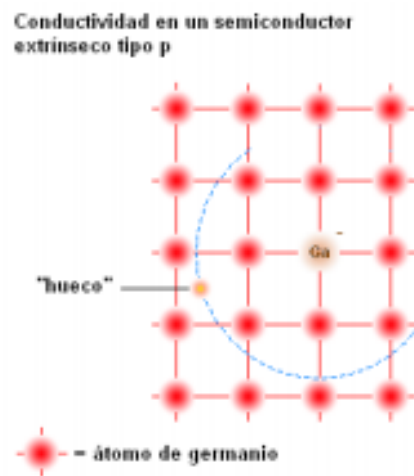


Fig. 2.3 Cristal de Ge en el que un átomo de Ge ha sido remplazado por uno de Ga.

Consecuentemente, en este caso, el átomo de As adquiere una carga positiva, dejando un electrón disponible para la posible conducción en la red. Este proceso da por resultado un semiconductor de Ge cuyas propiedades han sido modificadas, pues en el semiconductor formado (semiconductor extrínseco), hay más electrones disponibles y el material se denomina ahora semiconductor tipo n. En forma similar, si la impureza agregada son átomos trivalentes (aceptor), como el Ga ($[\text{Ar}] 3d^{10} 4s^2 4p^1$) o el In ($[\text{Kr}]4d^{10} 5s^2 5p^1$), se forman nuevamente enlaces covalentes² con el Ge, pero ahora se tendrán cargas positivas disponibles (huecos), ya que el aceptor (Ga, por ejemplo), solo tiene un electrón en su capa más externa. De la misma forma, cuando se agrega como impureza átomos de Ga a la matriz de Ge, se forma otro semiconductor extrínseco, al cual ahora se le denomina semiconductor tipo p. Al agregar, en forma controlada, alguno de los dos tipos de impurezas a una matriz de germanio (muy puro), se dice que el germanio ha sido dopado. Para poder entender estos dos fenómenos, hay que hacer referencia a la Fig. 2.4, en la cual se ven dos esquemas

(correspondientes a cada caso). Cuando se dopa un semiconductor (intrínseco), las bandas de valencia y de conducción se hallan más cerca que en el material original. Esto significa que la barrera de energía. (Banda prohibida), se ha reducido, siendo ahora menor a 0.7 eV, en el caso del germanio

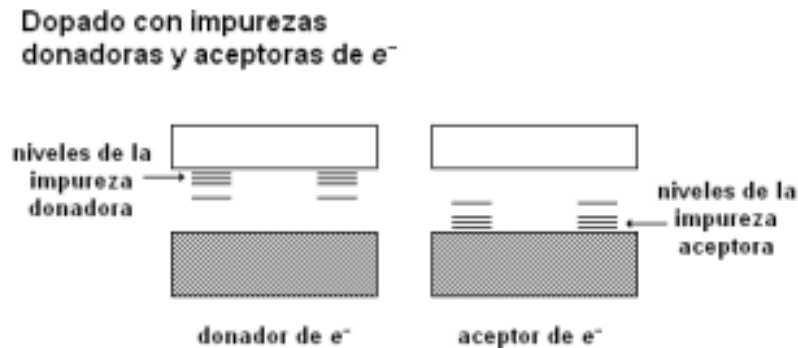


Fig.2.4 Niveles de energía de las impurezas donoras yceptoras de electrones

En un caso, cuando la impureza es un donador, los niveles de energía de la impureza se encuentran inmediatamente debajo de la banda de conducción del Ge, de manera que los electrones débilmente ligados a la impureza, ahora pueden ser promovidos más fácilmente a dicha banda. Por otro lado, en el caso de la impureza aceptora, los niveles de energía de la impureza se encuentran inmediatamente por encima de la banda de valencia, por lo que los electrones de esta banda pueden eventualmente moverse hacia arriba, promoviendo la formación de huecos en el material semiconductor. (Beiser s.f.)

2.3 Transistor MOSFET

El transistor bipolar es un dispositivo formado por tres regiones semiconductoras, entre las cuales se forman unas uniones (uniones PN). En la figura 2.5 observamos el aspecto útil para análisis de un transistor bipolar. Siempre se ha de cumplir que el dopaje de las regiones sea alterno, es decir, si el emisor es tipo P, entonces la base será tipo N y el colector tipo P. Esta estructura da lugar a un transistor bipolar tipo PNP. Si el emisor es tipo N, entonces la base será P y el colector N, dando lugar a un transistor bipolar tipo NPN. El transistor se fabrica sobre un substrato de silicio, en el cual se difunden impurezas 1, de forma que se obtengan las tres regiones antes mencionadas. En la figura 5 vemos el aspecto típico de un transistor bipolar real, de los que se encuentran en cualquier circuito integrado. Sobre una base n (substrato que actúa como colector), se difunden regiones p y n+, en las que se ponen los contactos de emisor y base.

- El emisor ha de ser una región muy dopada (de ahí la indicación p+). Cuanto más dopaje tenga el emisor, mayor cantidad de portadores podrá aportar a la corriente.
- La base ha de ser muy estrecha y poco dopada, para que tenga lugar poca recombinación en la misma, y prácticamente toda la corriente que proviene de emisor pase a colector, como veremos más adelante. Además, si la base no es estrecha, el dispositivo puede no comportarse como un transistor, y trabajar como si de dos diodos en oposición se tratase.
- El colector ha de ser una zona menos dopada que el emisor. Las características de esta región tienen que ver con la recombinación de los portadores que provienen del emisor. En posteriores apartados se tratará el tema. (Neudeck 1994)

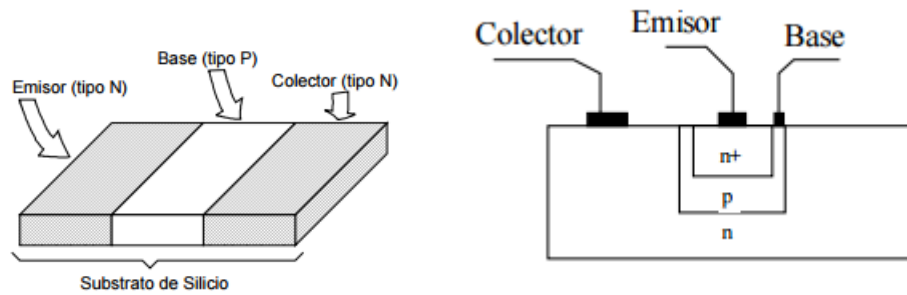


Fig. 2.5(a) Estructura real de un transistor (b)Estructura esquemática de un transistor

2.4 Materiales Magnéticos.

Podemos considerar elementos magnéticos a aquellos elementos de la tabla periódica que tienen electrones desapareados, pero en realidad esto no sucede, ya que sólo existen 3 elementos que se magnetizan al aplicarles un campo magnético, son el Hierro (Fe), Cobalto (Co), Níquel (Ni). El magnetismo es dipolar, es decir, existen dos polos magnéticos separados por una determinada distancia.

El momento magnético de un electrón debido a su giro se conoce como el magnetón de Bohr (M_B). Siendo esta una constante fundamental que se define como:

$$M_B = \frac{qh}{4\pi m_e} = 9.274 \times 10^{-24} \text{ A.m}^2$$

Donde q es la carga del electrón, h es la constante de Planck y m_e la masa del electrón. Este momento está dirigido a lo largo del eje de giro del electrón. Algunos elementos con capas parcialmente llenas como: los de transición (3d, 4d y 5d); los lantánidos (4f) y los actínidos (5f), tienen un momento magnético neto, puesto que algunos de sus niveles contienen un electrón impar.

El magnetismo es un fenómeno mediante el cual los materiales ejercen fuerzas atractivas o repulsivas sobre otros materiales.

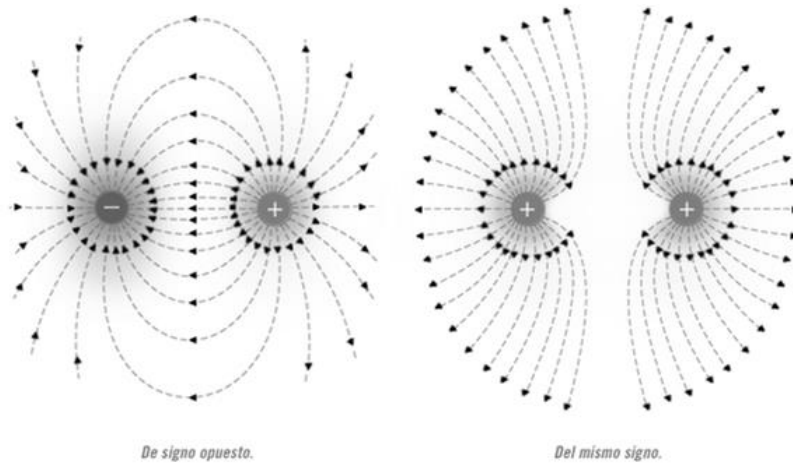


Fig.2.6 Líneas de campo magnético según la carga eléctrica

Las fuerzas magnéticas se generan mediante el movimiento de partículas cargadas eléctricamente, y coexisten junto con las fuerzas electrostáticas. Cuando se hace pasar una corriente eléctrica a través de la bobina, se produce un campo magnético H

$$H = \frac{nI}{l}$$

Donde:

n - es el número de espiras o vueltas

l - es la longitud de la bobina (m)

I - es la corriente (A)

Una corriente eléctrica al pasar a través de una bobina establece un campo magnético H con una densidad de flujo B . La densidad de flujo aumenta si se coloca un núcleo magnético dentro de la bobina.

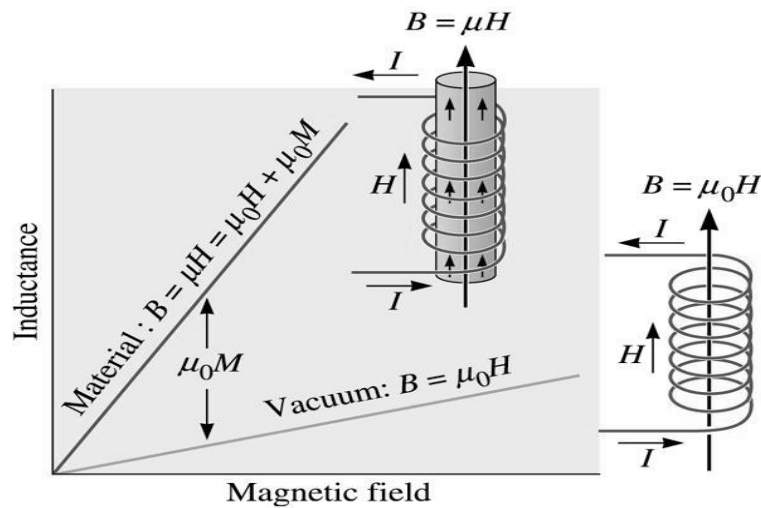


Fig.2.7 Propiedades magnéticas

μ_0 es la permeabilidad en el vacío y su valor es constante $4\pi \times 10^{-7} \text{ H / m}$

Los conceptos que definen los efectos de un campo magnético en un material son:

Momento magnético: Es la intensidad de campo magnético asociada con un dipolo magnético.

μ Permeabilidad magnética: Es la capacidad que tiene un material de atraer y hacer pasar a través suyo los campos magnéticos.

M Magnetización: Es el momento total por unidad de volumen o masa

X_m Susceptibilidad magnética: Es el grado de magnetización de un material en respuesta a un campo magnético.

H_C Coercitividad: Campo magnético requerido para obligar o forzar los dominios en una dirección opuesta a la orientación de la magnetización. Esta es una propiedad sensible a la estructura.

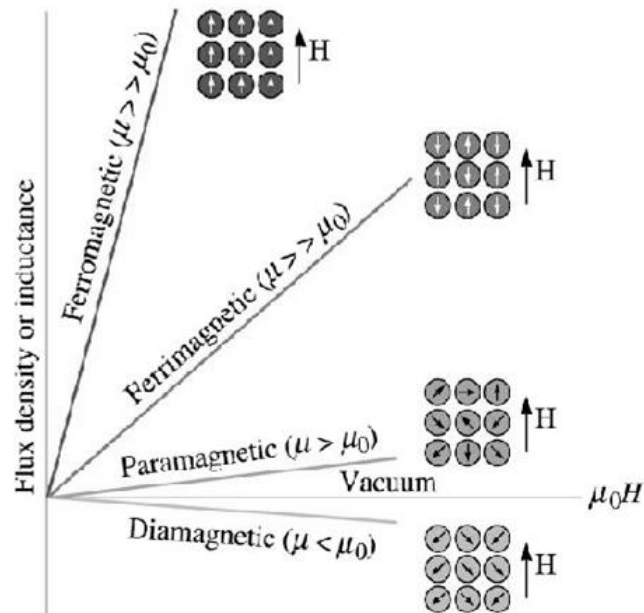


Fig. 2.8 Estado del material sobre la densidad de flujo

Los dominios magnéticos son regiones dentro de un material en las cuales todos los dipolos están alineados en cierta dirección. En un material que jamás haya sido expuesto a un campo magnético, los dominios individuales tienen orientaciones aleatorias.

Las fronteras conocidas como paredes de Bloch, separan los dominios magnéticos individuales las cuales son zonas angostas en las que la dirección del momento magnético cambia gradualmente y continuamente, desde el correspondiente a un dominio hasta al siguiente

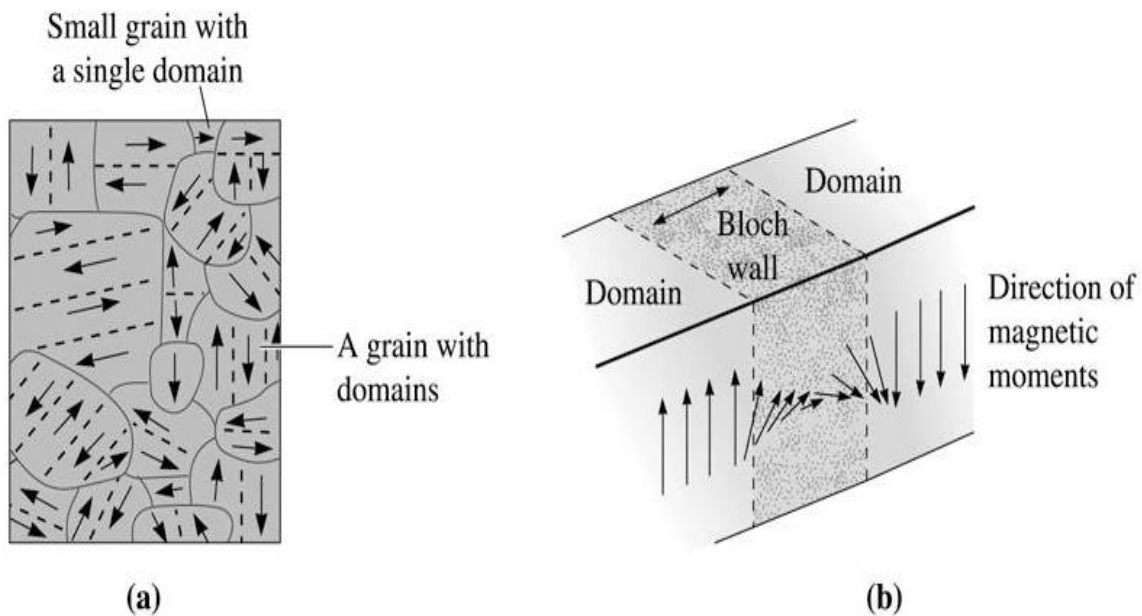


Fig. 2.9. (a) Esquema de dominios en un material policristalino (b) los momentos magnéticos cambian continuamente de dirección a través de las fronteras de grano.

Cuando se aplica un campo magnético sobre un material, los dominios que están prácticamente alineados con el campo crecen a expensas de los dominios no alineados. Esto es debido a que las paredes de Bloch se mueven con la fuerza que proporciona el campo para que los dominios crezcan. Se requieren grandes incrementos en el campo para producir apenas un poco de magnetización. Cuando a un material magnético se le aplica un campo magnético por primera vez, la magnetización va aumentando con lentitud; después más rápidamente, conforme los dominios empiezan a crecer. Más tarde la magnetización pierde velocidad, puesto que finalmente los dominios deben rotar para alcanzar la saturación. Se observa que los valores de permeabilidad dependen de la magnitud de H .

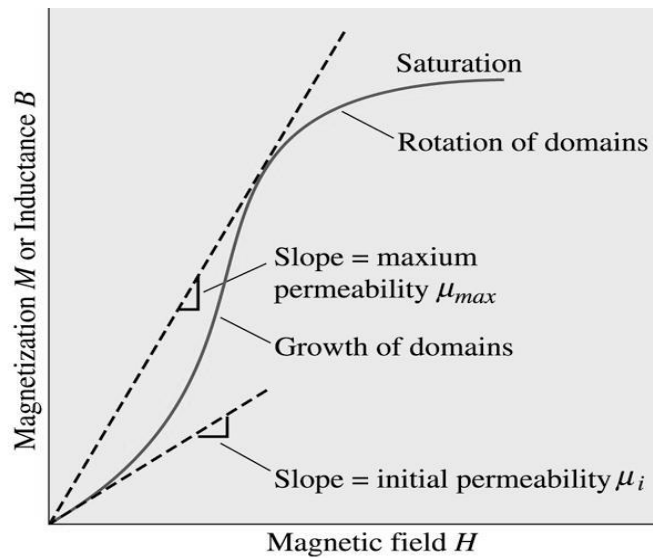


Fig. 2.10 Campo magnético contra magnetización

2.4.1 Temperatura de Curie

La temperatura también influye en las características magnéticas de un material. Al aumentar la temperatura de un sólido magnetizado, se produce un aumento en la magnitud de las vibraciones térmicas de los átomos desalineando los momentos magnéticos.

En los materiales ferromagnéticos y ferrimagnéticos, los movimientos térmicos atómicos contrarrestan las fuerzas de acoplamiento entre los dipolos atómicos adyacentes, produciendo cierto desalineamiento, independiente de si hay campo externo aplicado. La magnetización de saturación es máxima a los 0K, temperatura a la cual las vibraciones térmicas son mínimas. Al aumentar la temperatura, la magnetización de saturación disminuye gradualmente y después desciende abruptamente a cero, a la llamada temperatura de curie. A temperaturas mayores que la T_c tanto los materiales ferromagnéticos como ferrimagnéticos son paramagnéticos

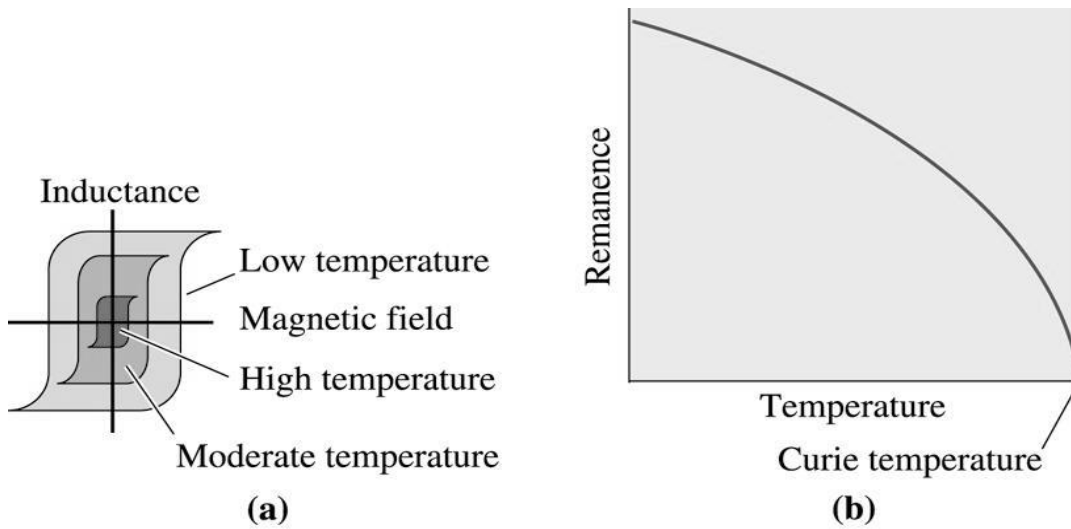


Fig. 2.11 Efecto de la temperatura sobre (a) ciclo de Histéresis (b) remanencia, el comportamiento ferromagnético desaparece sobre la temperatura de Curie

Cuando se elimina el campo magnético, la resistencia que ofrecen las paredes de los dominios impide que los dominios vuelvan a crecer con orientaciones aleatorias. Como resultado, gran parte de los dominios quedan orientados cerca de la dirección del campo original; una magnetización residual, que se conoce como remanencia (M_r), se encuentra presente en el material. Como el campo continuamente cambia de sentido, la relación entre magnetización y campo traza un ciclo de histéresis.

2.5 Espintrónica

El electrón se sitúa en el corazón de la revolución de la microelectrónica, y permite el funcionamiento de los transistores y otros dispositivos de la industria de los semiconductores basados en el silicio. Estos dispositivos, que hacen funcionar desde los hornos de microondas hasta las sondas espaciales, solamente utilizan el transporte de carga eléctrica del electrón, mientras que su espín, anunciado por Dirac hace 70 años, ha sido industrialmente ignorado. Una razón para ello ha sido el éxito fenomenal obtenido en la miniaturización de los dispositivos. En efecto, en los últimos 40 años, el número de transistores por unidad de área que pueden ser colocados en el interior de un chip de silicio de un computador se ha doblado cada 18 meses. Esta tendencia se conoce como la ley de Moore. Sin embargo, nos estamos rápidamente aproximando al límite. Para que la Ley de Moore pueda seguir operando, necesitamos encontrar una alternativa a la microelectrónica convencional, y ha llegado el momento de explotar el espín del electrón en los dispositivos semiconductores. Mientras que los dispositivos electrónicos convencionales se fundamentan solamente en el control del flujo de carga eléctrica, un dispositivo “espintrónico” puede también controlar el flujo de los espines electrónicos (denominado “corriente de espines”) dentro del dispositivo, añadiendo por lo tanto un grado de libertad adicional.

Ya que el espín de un electrón puede cambiar desde un estado (espín-up) hasta el otro estado (espín-down) mucho más rápido que el movimiento de la carga electrónica en un circuito, se estima que los dispositivos espintrónicos pueden funcionar más rápido y producir menos calor que los componentes de la microelectrónica convencional.

Por lo tanto, uno de los objetivos fundamentales es construir transistores basados en el espín del electrón que puedan reemplazar a los transistores convencionales en los circuitos lógicos

integrados y en los dispositivos de memoria, permitiendo entonces continuar la miniaturización. Por otro lado, la espintrónica puede también abrir la puerta a nuevos tipos de dispositivos como los diodos emisores de luz (LED) capaces de generar luz para su utilización, por ejemplo, en comunicaciones cifradas. Mirando un poco más hacia el futuro, los dispositivos espintrónicos también podrían ser utilizados en unidades de procesamiento de los esperados computadores cuánticos.

El espín del electrón es hoy en día un enorme negocio inclusive fuera de la industria de los semiconductores. En efecto, existen dispositivos espintrónicos metálicos prácticamente en cada computadora de nuestro planeta. En 1988, Peter Grünberg del Centro de Investigaciones Jülich, Alemania, y Albert Fert de la Universidad París-Sur, Francia, descubrieron independientemente la magneto-resistencia gigante (GMR), la cual hace posible que las cabezas lectoras de los discos duros de los computadores sean mucho más sensibles a pequeñas variaciones en los campos magnéticos. Este efecto aumenta la capacidad de almacenamiento al permitir que la información sea depositada en regiones mucho más pequeñas de la superficie de los discos. Este importante descubrimiento les valió a los autores el Premio Nobel de Física del año 2007.

2.5.1 Polarización de espín

Por su parte la polarización de espín se define como la fracción de los estados $N(E_F)_{\uparrow}$ y $N(E_F)_{\downarrow}$ que se encuentran en el nivel de fermi

$$Polarización = \frac{|N(E_F)_{\uparrow} - N(E_F)_{\downarrow}|}{|N(E_F)_{\uparrow} + N(E_F)_{\downarrow}|}$$

Espintrónica basada en semiconductores ofrece nuevas vías y oportunidades, las cuales son inaccesibles, a las estructuras espintrónicas basadas en metales. Esto es debido a las características de los semiconductores que son bien conocidas: la existencia de un band gap que puede ser sintonizado en distintos valores para compuestos ternarios, también sus propiedades ópticas en las cuales se basa la industria de la optoelectrónica y la capacidad de controlar fácilmente concentraciones de portadores y las características del transporte a través de tensiones de puerta dopaje y compensaciones banda de acoplamiento del nuevo grado de la libertad de espín portadora con la tradicional banda prohibida la ingeniería de la electrónica moderna ofrece oportunidades para las nuevas funcionalidades y el rendimiento de dispositivos semiconductores.

Hay cuatro requerimientos esenciales para implementar la espintrónica en la tecnología basada en semiconductores.

1. Eficiente inyección de una corriente polarizada de espín, con un contacto apropiado sobre la heteroestructura del semiconductor.
2. Adecuada longitud de difusión de espín y tiempo de vida del espín con el medio huésped del semiconductor.
3. Sistema de control y manipulación efectivo para proveer el funcionamiento deseado.

4. Sistema eficiente de la detección del espín para proporcionar la salida.

Los semiconductores magnéticos exhiben propiedades de semiconductor y también propiedades magnéticas de ordenamiento ferromagnético o paramagnético. La coexistencia de estas propiedades en un solo material, nos probó de un campo fértil para estudios fundamentales y ofrece posibilidades muy interesantes para una amplia gama de aplicaciones.

El uso de semiconductores magnéticos como contactos de espín nos permite diseñar inyectores de espín (spin-injecting) semiconductor/semiconductor interface guiada por los principios de la ingeniería de band-gap (banda de conducción offset banda de valencia, dopaje y transporte de carga) y el crecimiento epitaxial (ajuste de la red, estructura de la interface y compatibilidad de los materiales). Por lo tanto estos parecen los candidatos ideales para la incorporación de dispositivos en semiconductor-espintrónica. Sin embargo sus propiedades magnéticas caen por debajo de las que se requieren en dispositivos prácticos, su temperatura de Curie se encuentra por debajo de la temperatura ambiente a pesar de los muchos intentos por incrementarla. (Zutic 2012)

2.5.2 Dispositivos espintrónicos

Uno de los dispositivos que vino a revolucionar la tecnología en el almacenamiento de información, es la válvula de spin. Esta consiste en un apilamiento de películas ferromagnéticas separadas por un metal no magnético. Si las orientaciones de la magnetización de todas las películas es paralela entre si entonces el dispositivo tiene una muy baja resistencia eléctrica cuando se hace pasar corriente eléctrica a través de ellas. Si por el contrario la orientación magnética de las películas tiene una orientación opuesta cada dos

películas (imaginemos que la orientación magnética tiene la misma disposición que el arreglo de spines en un sistema antiferromagnético) entonces la resistencia eléctrica del dispositivo es alta. A esta diferencia de resistencia se le llama magnetoresistencia. La principal aplicación de este dispositivo tuvo lugar en las cabezas de lectura de los discos duros; como la heteroestructura es sensible a campos magnéticos muy pequeños el impacto tecnológico se vio reflejado en la disminución del tamaño de los dominios magnéticos en los cuales se almacenan las unidades fundamentales de información. Como consecuencia la densidad de almacenamiento se incrementó en veinte veces solo al cambiar los materiales con los que se construyen la cabeza de lectura. Estos resultados fueron encontrados simultáneamente y por primera vez por el francés Alfred Fert (M.N. Baibich 1998) y el alemán Peter Grünberg (G. Binasch 1988) lo que en el año de 2007 les valió el premio Nobel de física por el descubrimiento de la magnetoresistencia gigante, donde el cambio de resistencia alcanzó valores del 80%.

Después del desarrollo de estos dispositivos rápidamente se han aplicado en las memorias magnéticas, como por ejemplo en los actuales discos duros, resultando una gran innovación, pocas investigaciones se han llevado de la etapa básica a la aplicación tan rápidamente, las uniones túnel magnéticas son el fundamento por el cual pueden funcionar las memorias MRAM (*magnetic random access memories*) (S. F. Olive Mendez 2007) (S. Olive Mendez 2008). Valiéndose de nuevos fenómenos presentes en la espintrónica como el torque de espín con los cuales se pueden construir bits más pequeños, y consumiendo menos energía ya que se utilizaría el espín en vez de la carga y evitar la necesidad de usar campos magnéticos para la escritura de información que pueden afectar la estabilidad magnética de bits vecinos (M. Jamet s.f.).

Los diodos a spin son capaces de producir luz polarizada a partir de la recombinación de un electrón-hueco con spin bien definido (S. Olive-Mendez 2008).

Por último los transistores a espín, en los cuales la conducción en el semiconductor depende no solamente de la aplicación de la carga en la base si no también, de la orientación magnética de los espín en el semiconductor, lo que nos da dos vías para controlar el transistor y realizar operaciones lógicas.

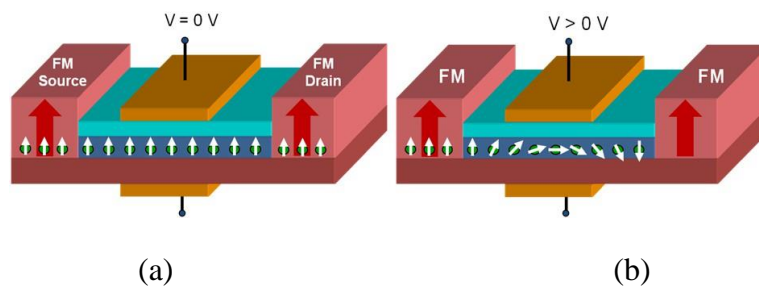


Figura 2.12. Diagrama de un transistor a espín

En la figura 18 (a) Estado *on* para un transistor a spin, la orientación del spin de los portadores de carga es la misma que le confirió el inyector ferromagnético; los electrones pasan por el semiconductor de manera coherente. b) El spin de los portadores cambia de orientación al aplicar un voltaje en el canal; en el colector no hay orbitales para acoger electrones con este spin, por lo tanto el estado del transistor es *off*.

El spin de los electrones al moverse en la banda de conducción del semiconductor y bajo la presencia de un campo eléctrico produce un movimiento de precesión de este. La orientación relativa del spin con respecto la orientación magnética del inyector y colector (electrodos magnéticos) es lo activa los estados de encendido y apagado (*on* y *off*) en el transistor de spin.

El transistor Spinfet ofrece ofrece tres estados de operación, para esto es necesario aplicar un voltaje a la compuerta, con voltaje cero, no hay ninguna conducción y se comporta como aislante, cuando se aplica un pequeño voltaje, los electrones de la banda de valencia pasan a la banda de conducción, por lo que se comporta como un conductor, si aplicamos un voltaje aun mayor, los electrones empiezan a oscilar con lo cual podemos hacer que la orientación del espín coincida con la del ferromagnético, y tener una corriente polarizada a través de un semiconductor.

2.5.3 Diferentes métodos para realizar la inyección de espín

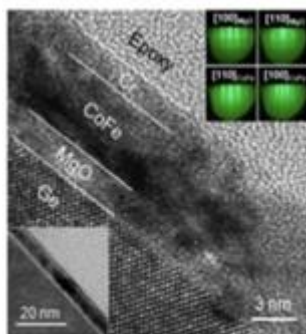
Para poder desarrollar los dispositivos espintrónicos es necesario controlar y detectar corrientes polarizadas es decir corrientes de espín, las cuales enfrentan grandes retos, ya que se han logrado pero a bajas temperaturas, para aplicaciones prácticas aún se encuentran en etapas básicas. Existen tres mecanismos por los cuales se pueden llevar a cabo la inyección a espín.

- (a) Efecto túnel a partir de un electrodo ferromagnético y a través de un oxido de espesor nanométrico. El principal inconveniente de este método es la corriente de espín deberá de atravesar distintas fases que se forman, lo que hace que se pierda la polarización de la corriente. (Ohno H. 1998)
- (b) Utilizar semiconductores magnéticos diluidos. Los semiconductores magnéticos diluidos (SMD) ofrecen una ventaja importante, puestos estos se forman a partir del semiconductor del mismo tipo del sustrato que se utiliza, simplemente dopándolos con algún metal de transición para conferirles carácter magnético (Dietl T. 1988) De esta manera el spin prácticamente no ve ninguna interface durante el proceso de inyección. Sin embargo, las temperaturas de Curie (T_C) de estos materiales son muy

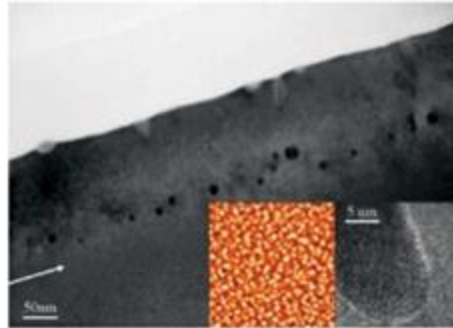
inferiores a la temperatura ambiente, lo que limita su aplicación solamente para investigación en laboratorio.

- (c) Crecer directamente sobre un material semiconductor un material ferromagnético, lo cual nos daría buenas propiedades de polarización de espín pero esto tiene como inconveniente la formación de fases secundarias que son no magnéticas que intervienen con la coherencia de las corrientes polarizadas
- (d) Utilizar un electrodo ferromagnético que pueda ser crecido epitaxialmente sobre el sustrato semiconductor, un gran inconveniente de este método es que limita la posibilidad a semiconductores muy caros como el Ge o el GaAs que no están totalmente integrados a la tecnología comercial del silicio (A. Spiesser 2012)

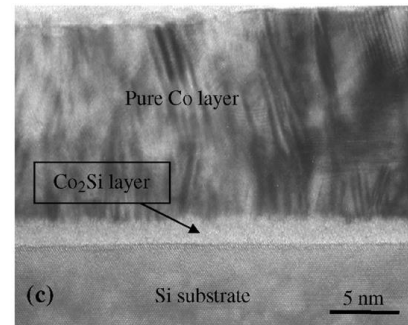
Para este trabajo se utilizara el caso d) ya que se ha comprobado que el Mn_5Ge_3 puede crecer de manera epitaxial sobre el Ge(111) además de que posee el eje c que es de fácil magnetización, por lo cual se crecerá sobre Ge (001) y se incrementara su T_c al doparlo con carbono



a)



b)



c)

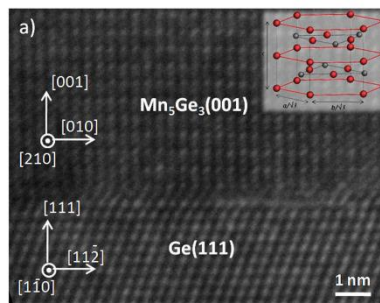


Fig. 2.13 Diferentes métodos de inyectar una corriente polarizada a) a través de una barrera Schottky utilizando un material ferromagnético b) a través de una barrera túnel c) utilizando un semiconductor magnético diluido

2.5.4 $Mn_5Ge_3C_x$

Recientemente el compuesto Mn_5Ge_3 está siendo investigado como un candidato potencial para la inyección de espín en semiconductores debido a que es ferromagnético a temperatura ambiente, con una polarización de espín (P) comparable con la de Cobalto y la posibilidad de crecerlo epitaxialmente sobre semiconductores (A. Truong 2014). A pesar de que la (T_C) de este compuesto es de 296 aproximadamente, lo cual es aún una desventaja comparable para aplicaciones tecnológicas, se han hecho muchos esfuerzos. Se ha reportado el incremento de la polarización de un 42% a un 60% y un incremento de (T_C) hasta 319K mediante el remplazo de algunos átomos de Mn por Fe. Similarmente se ha demostrado que cuando el Ge en Mn_5Ge_3 es sustituido por Sb la (T_C) del compuesto puede ser incrementada por 14K debido a la hibridación entre Mn-3d y Sb-5p. Al dopar con carbono en sitios intersticiales de la red Mn_5Ge_3 (T_C) puede ser incrementada hasta 445K debido a la interacción Mn-Mn mediada por el carbón. Sin embargo otros elementos sustitucionales como Si, Ga, Pb, Sn decrecen la temperatura de Curie debido a la reducción de fuerza del acoplamiento magnético. (N. Stojilovic 2013) También ha sido crecido en diferentes sustratos (Dang Duc Dung 2013) se ha determinado que dopando con carbono a un 0.6% molar se consiguen la mayor temperatura se Curie para el Mn_5Ge_3 crecido sobre Ge (111) se ha encontrado que a concentraciones mayores, se vuelve termodinámicamente favorable la formación de MnC lo que no contribuye a mejorar las propiedades deseadas (Vinh Le Thanh 30 September 2013 IOP Science).

2.6 Comportamiento del carbono en el Mn_5Ge_3 .

La celda unitaria de el Mn_5Ge_3 hexagonal (grupo espacial $P63/mcm$, $D88$ -type structure).

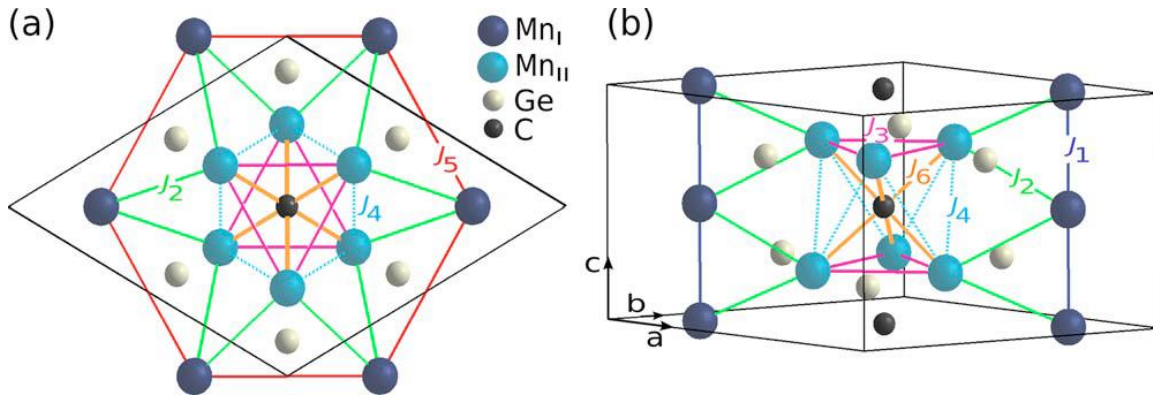


Fig. 2.14 Estructura cristalina de Mn_5Ge_3 en donde se observan las subredes del Mn_I y Mn_{II} así como también el carbono en las posiciones intersticiales

Estructura cristalina y esquema de acoplamiento e intercambio para el carbón intersticial en la fase $Mn_5Ge_3C_x$ con $x=1$ (a) proyección en el plano xy y (b) vista lateral. Esferas grises de Ge, Mn_I (azul oscuro) Mn_{II} (azul claro) y carbono intersticial en negro en el centro del octaedro de Mn_{II} . Parámetros de intercambio para diferentes distancias de Mn-Mn son mostrados en diferentes colores. Las líneas negras indican los límites de la celda unitaria. Debido a que los átomos de Mn son los responsables del momento magnético y estos a su vez forman dos subredes distintas, estos poseen distintos momentos magnéticos $Mn_I=2.09$ $Mn_{II}=3.15$ $Ge=-0.15$ $\mu_{Tot}= 26.37$. Como se observa en la siguiente tabla.

Tabla 2.1 Momentos magnéticos de la celda unitaria

System	μ_{Mn_I}	$\mu_{\text{Mn}_{II}}$	μ_{Ge}	μ_{C}	μ_{tot}
Mn ₅ Ge ₃ (rigid)	2.09	3.15	-0.15		26.37
Mn ₅ Ge ₃ (relaxed)	2.11	3.11	-0.14		26.25
Exp. ^a	1.96	3.26			26
Mn ₅ Ge ₃ C (rigid)	2.21	2.37	-0.14	-0.26	21.72
Mn ₅ Ge ₃ C (relaxed)	1.99	2.14	-0.13	-0.21	19.59
Exp. ^b /Exp. ^c	1.1/2.2	1.1/2.2			11/22

(Pouchet 2009)

Se ha demostrado que la incorporación del carbono en la celda de los huecos de los octaedros conduce a un continuo incremento de la temperatura de Curie con un nivel de dopaje Mn₅Ge₃C_x y se sugiere una saturación cuando todos los huecos han sido llenados con carbono. Un máximo de 445K fue obtenido por Magnetron Sputtering, con un carbón implantado Mn₅Ge₃C_{0.8}. El momento de saturación promedio 2.2 μ_B /Mn fue observado para un carbono implantado de Mn₅Ge₃C_{0.8} en películas.

2.7 Anisotropía Magnética.

Un factor que puede cambiar fuertemente la forma de las curvas de M, H (o B, H), o la forma del lazo de histéresis es la anisotropía magnética. Este término simplemente se significa que las propiedades magnéticas dependen de la dirección a la cual se realiza la medición. La anisotropía magnética se explota en el diseño de la mayoría de los materiales magnéticos de importancia comercial.

Existen diferentes tipos de anisotropía

1. Anisotropía cristalina formalmente llamada anisotropía magnetocristalina.
2. Anisotropía de forma.
3. Anisotropía de estrés
4. Anisotropía de intercambio
5. Anisotropía inducida por
 - A. Recalentamiento magnético.
 - B. Deformación plástica.
 - C. Irradiación.

De las anteriores solo la anisotropía cristalina es intrínseca del material. Estrictamente hablando todas las anteriores son extrínsecas o “inducidas”.

Origen físico de la anisotropía cristalina

La anisotropía cristalina es debida principalmente al acoplamiento spin-orbita. Se entiende por acoplamiento como un tipo de interacción. Podemos hablar de la interacción de intercambio entre dos espines vecinos como acoplamiento espín-espín. Este acoplamiento puede ser fuerte, y actúa para mantener los espines vecinos paralelos o antiparalelos de uno a otro. Pero la energía de intercambio es isotrópica; esta depende solo del ángulo entre espines adyacentes la cual está fijada por la ecuación siguiente y no en todas las direcciones del eje del espín relativas a la estructura cristalina.

$$E_{ex} = -2J_{ex} \mathbf{S}_i \mathbf{S}_j = -2J S_i S_j \cos \phi$$

El acoplamiento orbita-estructura también es fuerte. Esto es debido por el hecho de que los momentos magnéticos orbitales se encuentran en su mayoría quenched (fijos). Esto significa que las

orientaciones de las orbitas están fijadas fuertemente a la estructura, e inclusive campos grandes no puede cambiarlos.

También hay un acoplamiento entre el espín y el movimiento orbital de cada electrón. Cuando un campo externo trata de reorientar el espín de un electrón, la órbita del electrón también tiende a ser reorientada. Pero la órbita está fuertemente acoplada a la estructura y por lo tanto resiste el intento de rotar el eje del espín. La energía necesaria para rotar el sistema del espín lejos de la dirección de fácil magnetización, la cual llámanos energía de anisotropía y esta es solo la energía requerida para superar el acoplamiento espín-órbita. Este acoplamiento es relativamente débil, debido a que un campo de unos cuantos cientos de oersted o unas cuantas decenas de kilo amperes por metro son frecuentemente lo suficientemente fuerte para rotar el espín. Dado que la red cristalina consiste de un número de núcleos organizados en el espacio, cada uno con su nube de electrones orbitales rodeándolos, también podemos hablar del acoplamiento espín-estructura y concluir que este también es débil. Abajo se muestran las relaciones resumidas.

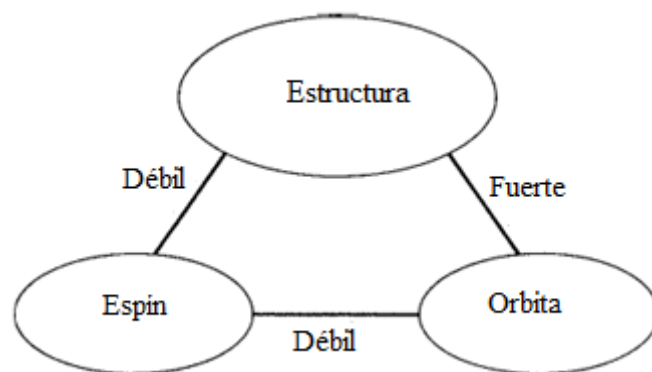


Fig. 2.15 interacciones espín-órbita-estructura

La fuerza de la anisotropía en cualquier cristal particular es medida por la magnitud de las constantes de anisotropía K_1 K_2 . Por medio de estas no hay duda que la anisotropía cristalina se debe principalmente al acoplamiento spin-órbita, los detalles no son claros y generalmente no es posible calcular los valores de las constantes de anisotropía en un material en particular.

No existe ninguna simple relación entre las direcciones de fácil y difícil magnetización y la manera en que los átomos se encuentran en la estructura cristalina. Puesto que el hierro el cual tiene una estructura cubica centrada en el cuerpo, la dirección que tiene una mayor densidad atómica es la dirección en la que los átomos se encuentran más cercanos entre sí $[111]$, y esta es la dirección de difícil magnetización. Pero el níquel (cubico centrado en las caras) la dirección de mayor densidad atómica es $[100]$ la cual es un eje medianamente duro de magnetización. Cuando al hierro se le añade níquel cubico centrado en las caras en solución sólida, la dirección de fácil magnetización cambia de $[111]$ a la de $[100]$ con un 25% de hierro a pesar de que no hay cambios en la estructura cristalina.

La magnitud de anisotropía cristalina generalmente decrece con la temperatura más rápidamente que la magnetización, y se desvanece a la temperatura de Curie.

Las curvas de magnetización del cobalto el cual tiene una estructura hexagonal (hexagonal close-package) a temperatura ambiente se muestran abajo.

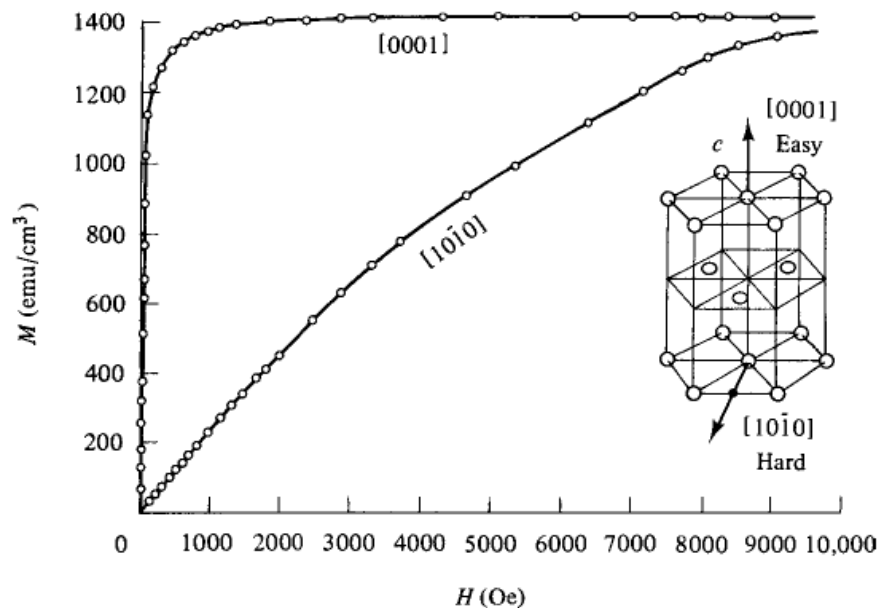


Fig.2.16 Curvas de magnetización de un cristal de cobalto

El eje hexagonal c es la dirección de fácil magnetización y con las mediciones de precisión en todas direcciones. En el plano basal se encuentran igualmente difícil. Bajo estas circunstancias la energía

de anisotropía E depende de un solo ángulo θ entre el vector M_s y el eje c y la anisotropía puede ser descrita como uniaxial.

$$E = K_0' + K_1' \cos^2 \theta + K_2' \cos^4 \theta + \dots$$

Sin embargo es acostumbrado escribir la ecuación E para cristales uniaxiales en términos de seno utilizando

$$\cos^2 \theta = 1 - \sin^2 \theta$$

$$E = K_0 + K_1 \sin^2 \theta + K_2 \sin^4 \theta + \dots$$

Cuando ambas K_1 y K_2 son positivas, la energía E es mínima para el ángulo $\theta=0^\circ$ y el eje c es el eje de fácil magnetización. Un cristal con un solo eje de fácil magnetización puede apuntar ya sea arriba o abajo, es referido como un cristal uniaxial. Su estructura de dominios en un estado desmagnetizado es particularmente simple.

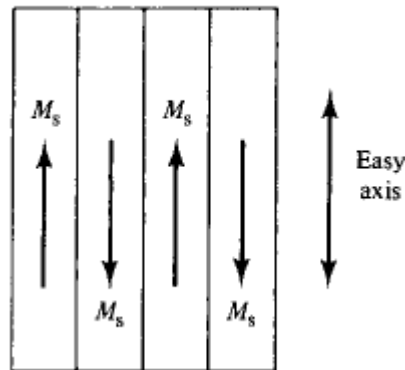


Fig.2.17 Estructura de dominios de un cristal uniaxial

El cobalto puro, ferritas de bario y muchas tierras raras, metales de transición y compuestos intermetálicos se comportan de esta manera. Cuando ambas K_1 y K_2 son negativas, el valor mínimo de E ocurre a $\theta=90^\circ$. Esto crea un plano de fácil magnetización, el cual es el plano basal de un material hexagonal, el cual está perpendicular al eje c .

Si K_1 y K_2 tienen signos contrarios la situación puede ser más complicada como se indica en la figura 22.

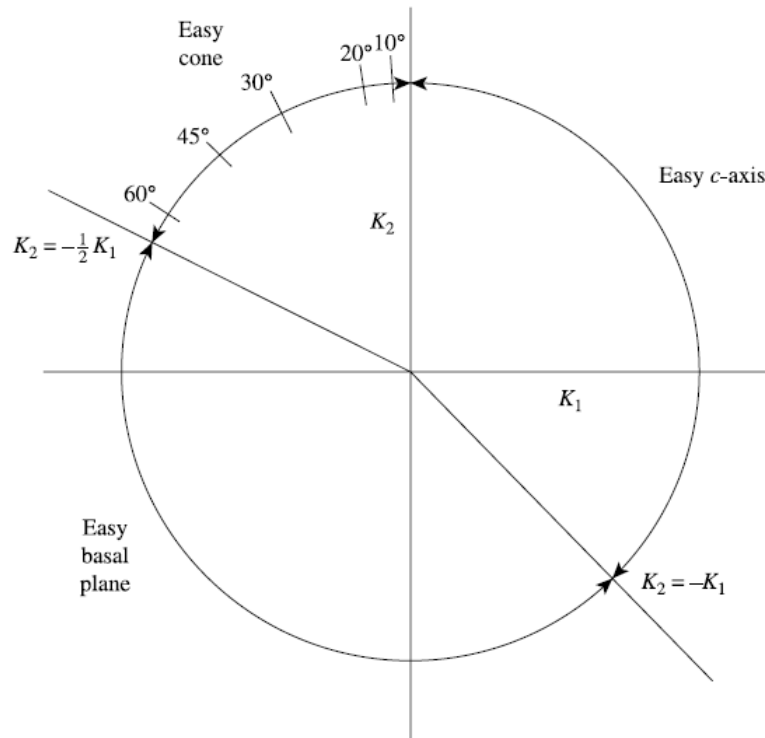


Fig.2.18 Direcciones y planos en los cristales hexagonales para los valores posibles de K_1 y K_2

Aquí K_1 es graficado sobre el eje x y K_2 sobre el eje y, entonces cualquier par de valores K_1 y K_2 es representado por un punto en el plano de la figura. Si K_1 es positivo y K_2 negativo, la línea $K_2 = -K_1$ esta es la frontera entre la anisotropía planar o uniaxial. Cuando $K_1 = -K_2$ exactamente, hay direcciones de fácil magnetización a ambos 0° y 90° .

Si K_1 es negativo y K_2 positivo, el límite de fácil magnetización plano se comporta $K_2 < -\frac{1}{2}K_1$. En el rango $K_2 < -\frac{1}{2}K_1$ a $K_2 = \infty$ (con K_1 negativo), el valor mínimo de E está en el ángulo 0° y 90° entonces aquí hay un cono de fácil magnetización. El valor de θ , al cual el medio ángulo del cono, cae rápidamente de 90° a cerca de 0° mientras K_2 se incrementa hasta obtener el valor absoluto de $\|K_1\|$ como se indica en la figura. El valor de θ está dado por. (Graham 2009)

$$\theta = \arcsin(\sqrt{(|K_1|/2K_2)}).$$

Para el caso de los materiales hexagonales que poseen solo una dirección de fácil magnetización y don es el caso del Mn_5Ge_3 es posible determinar el valor de la constante de anisotropía mediante la medición del lazo de histéresis utilizando la siguiente ecuación.

$$K_1 = \frac{HM_S}{2}$$

Para esto hay que identificar el lazo de histéresis que pertenezca a una dirección de difícil magnetización y tomar los valores experimentales del campo magnético al cual el material alcanza la magnetización de saturación, en esta medición experimental puede tener contribuciones por la anisotropía de forma en el caso de películas delgadas y/o ser la dominante.

Capítulo 3. Erosión catódica “sputtering”

Las películas delgadas magnéticas son comúnmente preparadas por métodos físicos de deposición de vapor (physical vapor deposition), donde la fuente del material está separada por una distancia d_{ss} del sustrato al cual es depositado, el cual frecuentemente es calentado en el rango de 400 a 1000°C para facilitar el proceso de crecimiento. El método más usado para la fabricación de películas delgadas magnéticas es el de erosión catódica o “sputtering” a diferencia de los métodos evaporativos, el sputtering involucra un transporte no térmico, basado en transferencia de momento de iones energéticos para remover material de un target.

Los iones son usualmente Ar^+ (Coey 2010)

La técnica más simple es, sputtering en DC, en donde un target metálico es colocado en un potencial negativo de unos cientos de volts. El gas de argón es introducido en la cámara, y los iones de Ar^+ son acelerados hacia el target, creando que más iones de argón se dirijan en la trayectoria de colisión. Entonces se forma una descarga luminosa de plasma, que golpea el target, con esta energía el argón saca iones y grandes fragmentos, los cuales son colocados en el sustrato. Para incrementar la eficiencia de la ionización, se crea un campo magnético cerca de la superficie del target, por medio de un arreglo de imanes permanentes conocidos como magnetron. Los electrones siguen trayectorias helicoidales dentro de un campo magnético, de este modo incrementan la probabilidad de colisiones con el argón, logrando así un incremento en las velocidades de crecimiento. Incrementando la potencia también se obtienen mayores velocidades de crecimiento y se desprende más material, cubriendo de esta manera el sustrato con el material (Coey 2010)

La fuente RF comúnmente opera a 13.6 MHz. Durante una parte del ciclo, los iones de argón bombardean el target, para el resto del ciclo, los electrones neutralizan la acumulación de carga

positiva. Los electrones incluso ionizan el argón para generar el plasma. Una presión de argón de 0.02 Pa es suficiente para mantener una descarga de radio frecuencia.

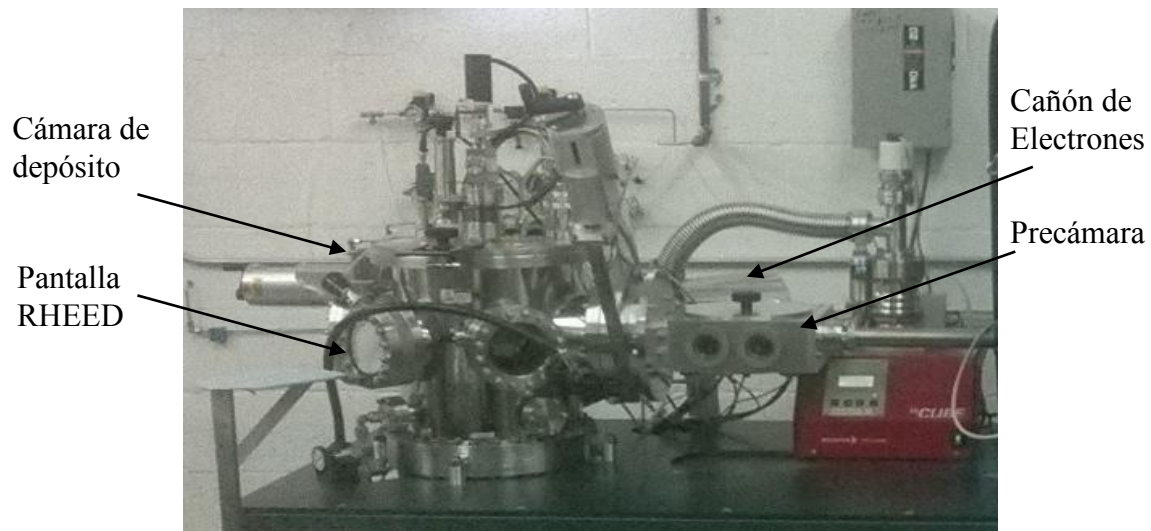


Fig. 3.1 Componentes del sistema de erosión catódica

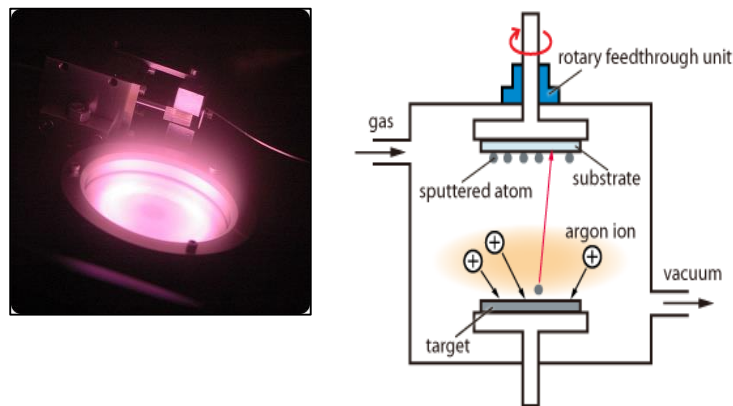


Fig.3.2 Diagrama de la formación del plasma en la cámara

Para controlar la velocidad de depósito sobre el sustrato podemos manipular cuatro variables. Principalmente la potencia y la temperatura del sustrato, también es posible manipular la presión en la cámara y la distancia entre el target y el sustrato, pero con el fin de obtener menor variación en los resultados se optó por mantener en valores fijos la altura en 28 mm y la presión de trabajo en 3×10^{-3} Torr.

3.1 Crecimiento cristalino de películas delgadas.

Se le llama epitaxia al crecimiento regular orientado de una capa monocristalina sobre la superficie de un sustrato. Los planos y las columnas de los átomos de la monocapa y del sustrato se ponen en contacto para dar lugar a la relación epitaxial, debido a esto, la interface entre la monocapa y el sustrato almacena una cierta cantidad de energía elástica que causa problemas mecánicos como el agrietamiento. Durante el crecimiento cristalino se presentan esfuerzos de compresión y esfuerzos de tensión debido al desacuerdo de parámetros de red y al desacuerdo de simetría, los cuales son necesarios para lograr el crecimiento cristalino heteroepitaxial u homoepitaxial entres dos estructuras. Existen tres posibles mecanismos de crecimiento cristalino: el crecimiento 3D o en islas (crecimiento Volmer Weber), el crecimiento 2D o capa por capa (crecimiento Frank-van der Merwe) y el crecimiento capa por capa seguido de un crecimiento 3D (Stranski Krastanov). En el caso de una superficie plana, libre de defectos la velocidad de crecimiento es determinada por la frecuencia de formación de núcleos 2D o 3D. Para que se lleve a cabo la formación de núcleos es necesario superar una barrera de activación, el crecimiento cristalino tiene lugar después de la nucleación 2D o 3D. En promedio, los clústeres más pequeños que el núcleo crítico desaparecen, mientras que los clústeres más grandes que el núcleo crítico crecen. El tamaño crítico del núcleo depende de su sobresaturación. La elasticidad puede influir en el proceso de nucleación 2D o 3D (Margarit Hanbucken October 1-7, 2000.)

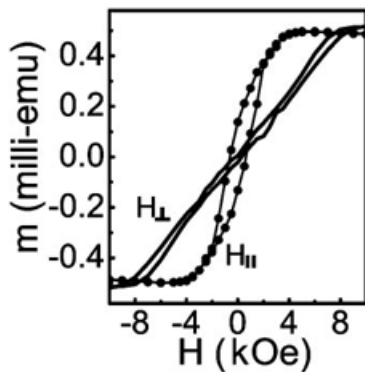
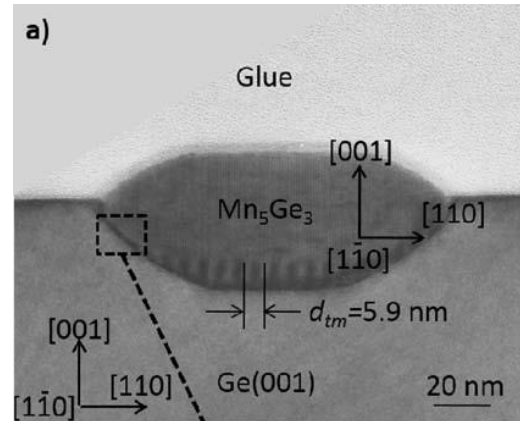
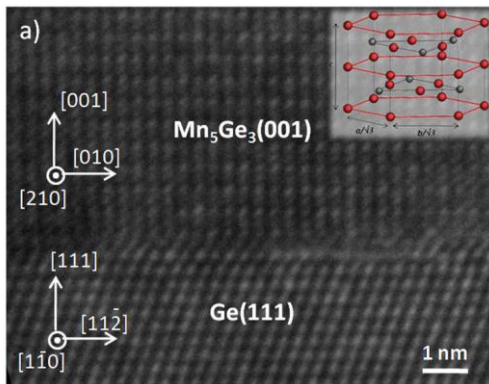
La cinética de crecimiento de una superficie vecina se considera como un balance entre la deposición de los átomos, la difusión de los átomos y la adhesión de éstos al escalón. Si la probabilidad de adhesión de los átomos en una terraza superior y en una terraza inferior es igual, todos los escalones crecen a la misma velocidad. De tal modo que se presenta un

crecimiento por escalones, el cual ocurre en pequeñas sobresaturaciones. De hecho en sobresaturaciones más altas hay una transición de este crecimiento por escalones a una nucleación 2D (Margarit Hanbucken October 1-7, 2000.)

3.2 Métodos de crecimiento.

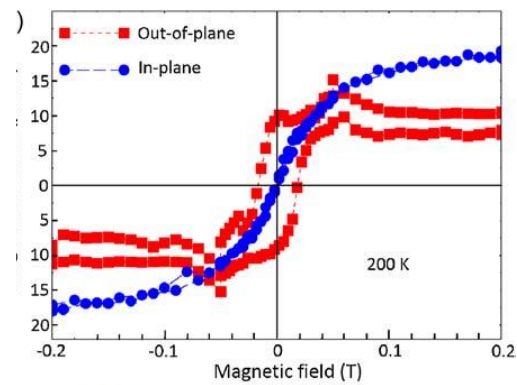
Para la obtención de películas delgadas se han utilizado dos métodos de crecimiento los cuales son los siguientes: Solid phase epitaxy (SPE) y Reaction deposition epitaxy (RDE).

En el método de SPE funciona de la siguiente manera, sobre un sustrato que para nuestro propósito será semiconductor, se deposita a temperatura ambiente una película ferromagnética de un espesor determinado, pero está en muchos casos crece de manera amorfa por lo que es necesario llevar a cabo un recalentamiento después del depósito lo que hace que la película reaccione y se acomode de manera epitaxial sobre el sustrato. En el método de RDE, primeramente el sustrato debe de ser calentado a una temperatura de depósito y posteriormente se deposita la película a esta temperatura, lo cual hará que el material reaccione formando la fase deseada y obtener un crecimiento epitaxial. Por el método SPE se han realizado películas de Mn_5Ge_3 sobre Ge (111) y Ge (001) obteniendo los siguientes resultados. Sobre Ge (111) se han reportado películas de Mn_5Ge_3 en donde el eje C de fácil magnetización es perpendicular al plano de la película $Mn_5Ge_3(001)// Ge(111)$ y un desajuste de $\Delta a/a = 3.7\%$ además de una temperatura de Curie de 296K figura 3.3. También se ha reportado la obtención de esta fase sobre Ge (001) pero en este caso se han observado la formación de islas en las cuales la relación epitaxial es de la siguiente forma $Mn_5Ge_3(001)//Ge(001)$ un desajuste de los parámetros de red de $\Delta a/a = -10.2\%$ además de que su temperatura de Curie es de 350K



$$K_1 = 2.66 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$$

A)



$$K_1 = 9.27 \times 10^5 \text{ erg/cm}^3$$

B)

Fig. 3.3 A) Mn_5Ge_3 sobre $Ge(111)$ B) Mn_5Ge_3 $Ge(001)$ se observa que se obtienen distinta morfología también diferentes valores de anisotropía, cuando la anisotropía del Mn_5Ge_3 en bulto es de $K_1 = 3 \times 10^5 \text{ erg/cm}^3$

(Weitering 15 DECEMBER 2003) (LeThanh 2015) [4]

También se ha reportado el crecimiento de películas de Mn_5Ge_3 por el método de RDE pero esto sobre sustratos de arseniuro de galio GaAs (001) el cual es cubico, lo que nos demuestra que es posible crecer una película hexagonal como el Mn_5Ge_3 sobre un sustrato cubico. En la imagen inferior por la técnica de difracción de un solo fotón vemos como se ha confirmado la obtención del Mn_5Ge_3 así como también el plano de la red hexagonal que encaja con una estructura cubica

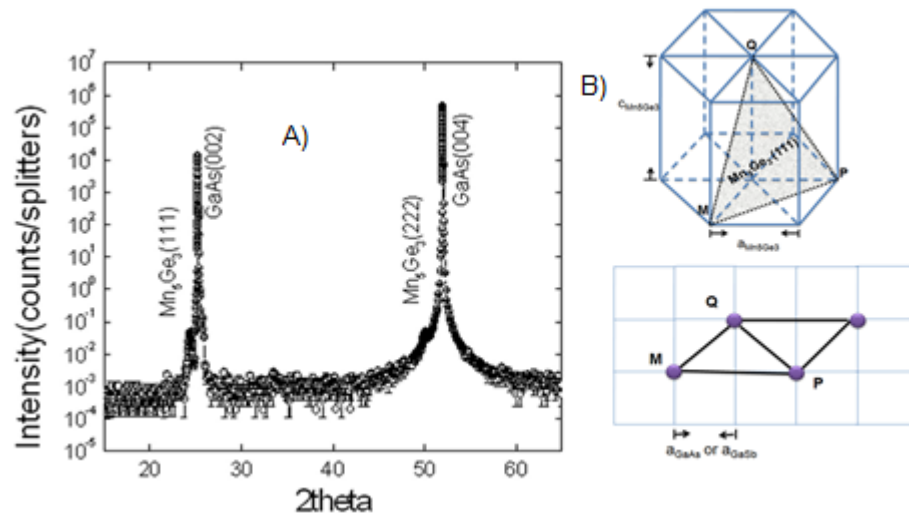


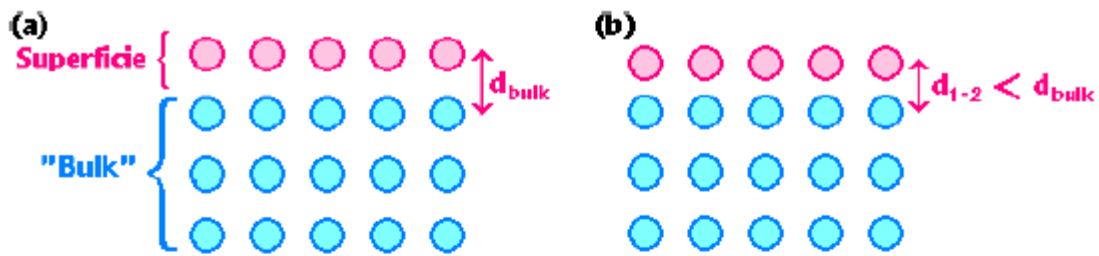
Fig. 3.4 A) Difracción de un solo fotón que confirma la fase de Mn_5Ge_3 sobre GaAs B) Planos del sustrato de GaAs y la película de Mn_5Ge_3

(Dang Duc Dung 2013)

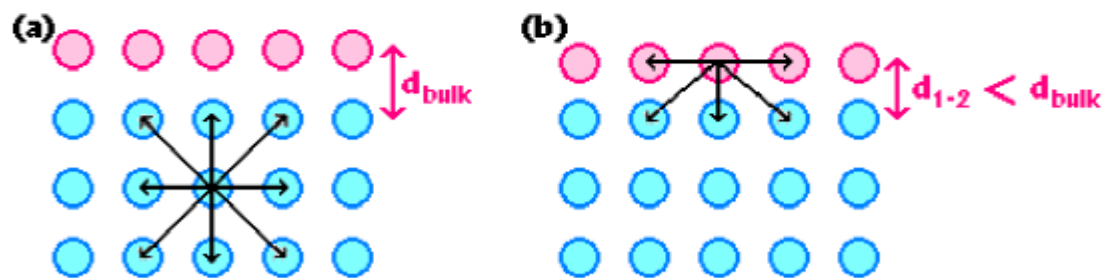
3.3 Relajación superficial

Una relajación superficial es una pequeña reorganización de las últimas capas superficiales que, no obstante, puede ser energéticamente significativa. Cuando una superficie se relaja, se producen ajustes en el espacio entre capas de átomos en la dirección perpendicular a la superficie, si bien no se producen cambios en la periodicidad en las direcciones paralelas a la superficie o la simetría de la superficie.

La figura muestra una superficie sin relajar y la figura muestra una superficie relajada, donde la primera capa de átomos se dibuja ligeramente desplazada hacia la segunda capa.



Representación de la relajación superficial (a) superficie no relajada, (b) superficie relajada con $d_{1-2} < d_{bulk}$



Representación del conjunto de fuerzas que actúan sobre (a) un átomo del "bulk" (b) un átomo de la superficie

Fig. 3.5 Representación de las relajaciones superficiales y las fuerzas que actúan sobre los átomos internos y superficiales

A continuación se expone cual es la fuerza motriz para que se produzca el proceso de relajación a nivel atómico (6.htm s.f.)

Si nos centramos primeramente en un átomo situado en el interior del cristal, se observa que sobre este átomo actúa un conjunto de fuerzas dispuestas simétricamente de modo que se compensan unas a otras. Por otra parte un átomo situado en la superficie está sometido a un conjunto de fuerzas asimétricas y la capa superficial de átomos es empujada hacia la segunda capa. La relajación superficial abarca varias capas atómicas hacia el interior del sólido. La magnitud de la contracción en el espacio de la primera capa es bastante pequeño, generalmente menor del 10% y va disminuyendo según nos adentramos en la estructura del bulk

3.4 Reconstrucción superficial

La reconstrucción superficial es un efecto de más fácil observación, ya que provoca mayores desplazamientos de los átomos superficiales

A diferencia de lo que ocurría con la relajación, el fenómeno de reconstrucción implica un cambio en la periodicidad de la estructura superficial. El diagrama de la figura a muestra una superficie vista de perfil, que corresponde con la terminación de la estructura del bulk sin reconstrucción. La figura 3.6 (b) muestra la misma superficie reconstruida, dando lugar a un cambio en la periodicidad siendo en este caso el parámetro reticular de la superficie a' , el doble del valor del parámetro reticular del interior del material.

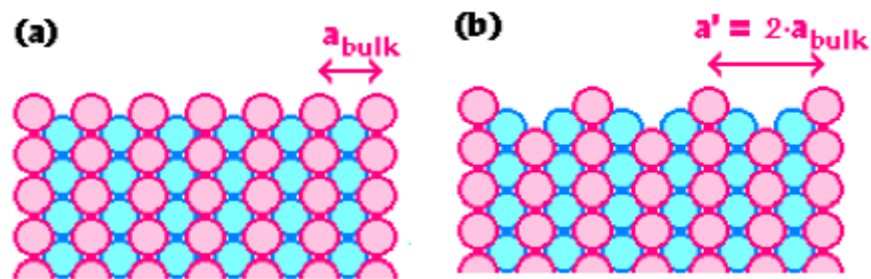


Fig. 3.6 Representación del perfil de una superficie de un semiconductor (a) superficie no reconstruida (b) superficie reconstruida

Capítulo 4. Técnicas de Caracterización

Debido a que el área de estudio de la espintrónica es multidisciplinaria, viendo tantos materiales magnéticos, semiconductores y cristales a escalas muy pequeñas, se utilizó una gran variedad de técnicas para determinar las propiedades del material sintetizado.

4.1 Difracción de rayos X

La Difracción de Rayos X (DRX) es una técnica de análisis versátil y no destructiva para la identificación y determinación cuantitativa de las fases cristalinas presentes de los compuestos en muestras sólidas o en forma de polvos. Un cristal está formado por un conjunto de átomos que se repiten en una red tridimensional periódica según tres traslaciones independientes. Las propiedades de los materiales cristalinos depende de su composición química (qué tipo de átomos forman el conjunto de átomos que se repite y cuántos son) y de su estructura (cómo están colocados esos átomos y cómo se repiten para formar el cristal). Los materiales cristalinos se diferencian unos de otros ya sea por su composición, o bien, por su estructura.

Un compuesto con una composición y estructura definidas se conoce como fase cristalina. Así pues, la técnica de DRX nos permite distinguir una fase cristalina de otras y conocer su estructura. Tal identificación se alcanza comparando patrones de DRX obtenidos a partir de una muestra desconocida con relación a una base de datos internacional que contiene patrones de referencia de un gran número de materiales.

El fenómeno de la difracción de rayos X es el resultado de la interacción de un tipo específico de radiación (rayos X) con los átomos ordenados de los cristales. Se utilizan rayos X porque son del orden de las distancias interatómicas en los cristales 1Å ($\text{Å} = 1 \times 10^{-10} \text{ m}$), lo que posibilita la aparición de fenómenos de interferencia y de direcciones de difracción. La

interacción de los rayos X con los cristales se explica mediante la Ley de Bragg, que se resume a continuación. Si hacemos incidir un haz de rayos x sobre un cristal, observaremos la aparición de haces de rayos x difractados según direcciones discretas y características de dicho cristal de acuerdo con la siguiente ecuación.

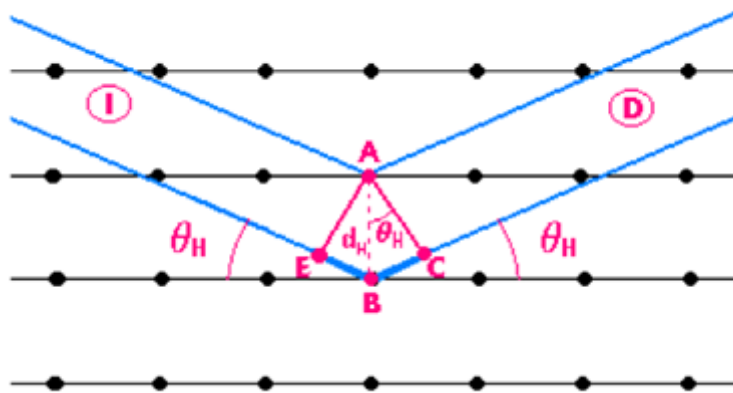


Fig. 4.1 Interacción de los rayos X con un material cristalino

$$EB + BC = n\lambda_e$$

Donde n es un número entero y λ_e es la longitud de onda de los rayos X en la figura anterior se observa que:

$$EB = BC = d_H \sin \theta_H$$

Donde d_H es el espacio interplanar y θ_H es el ángulo de Bragg correspondiente. Por lo tanto, la condición de refuerzo para las ondas en fase se expresará como:

$$2d_H \sin \theta_H = n\lambda_e$$

En una interpretación sencilla de la Ley de Bragg, las familias de planos cristalográficos paralelos de un cristal se comportarían como “espejos” que “reflejan” los rayos X para

algunos ángulos de incidencia determinados. Los ángulos (θ) para los que aparecen rayos X difractados dependen de la distancia que separa los planos cristalográficos (d) y de la longitud de onda de los rayos X utilizados (λ). (Cullity s.f.)

4.2 Microscopio electrónico de transmisión

El microscopio electrónico utiliza un fino haz de electrones acelerados que, al impactar con la muestra, genera una serie de señales directamente relacionadas con la estructura atómica del objeto investigado. Estas señales se seleccionan por separado para generar distintos tipos de imágenes y obtener datos analíticos. En el MET los electrones transmitidos con y sin dispersión se utilizan para crear imágenes de transmisión convencionales, de campo oscuro y alta resolución, revelando la estructura interna de las muestras, tamaño y distribución de partículas, su red cristalina, interfaces y defectos puntuales de la red atómica, etc. Los rayos X generados son utilizados para estudiar la composición química de la muestra, pudiendo analizar aisladamente zonas de muy pocas micras e incluso nanométricas. Finalmente, mediante la difracción de electrones (electrones dispersados elásticamente) puede hacerse un detallado estudio cristalográfico del material investigado.

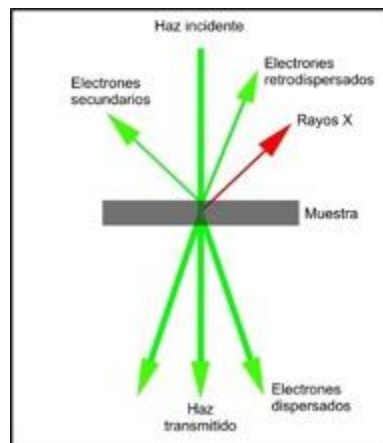


Fig. 4.2 Interacción electrones con la muestra

Los microscopios de transmisión tienen una capacidad de resolución de hasta 0.23 nanómetros entre puntos y 0.14 nanómetros entre líneas, lo que permite aplicarlo en múltiples campos de investigación: biología vegetal, nuevos materiales, medicina, farmacología, arqueología, control de calidad, investigación forense, catálisis, combustibles fósiles, energía solar, biodegradación de materiales, etc. Realizamos caracterización de materiales avanzados en el campo de la nanociencia y la nanotecnología (nanofibras, nanotubos, partículas core-shell, capas delgadas, materiales nanoestructurados, etc). (Barry 2009)

4.3 Espectroscopia de dispersión de energía (EDS)

La técnica de EDS hace uso del espectro de rayos X emitidos por una muestra sólida, la cual es bombardeada con un haz de electrones enfocados para obtener un análisis químico localizado. Todos los elementos desde un número atómico 4 (Be) al 92 (U) pueden ser detectados en principio. El análisis cualitativo involucra la identificación de las líneas en el espectro y es bastante sencillo debido a la simplicidad de los espectros de rayos X. El análisis cuantitativo (determina la concentración de los elementos presentes) la medición de la intensidad de la línea por cada elemento en la muestra y para los mismos elementos en los estándares de calibración de composición conocida.

Escaneando el haz en una pantalla y mostrando la intensidad de la línea de rayos X seleccionada, se puede realizar un imagen de distribución de elementos, conocido como mapeo.

De acuerdo al modelo atómico de Rutherford-Bohr, los electrones orbitan el núcleo positivo. En el estado normal el número de electrones orbitales es igual al número de protones en el núcleo (para un número atómico Z dado). Solo ciertos estados con energías específicas existen y estos están definidos por los números cuánticos. Con el aumento de Z , órbitas están ocupados sobre la base de mínima energía, los más cercanos al núcleo, y por lo tanto los más fuertemente unidos, se llena primero. La energía de los orbitales es determinada principalmente por el número cuántico n . la capa más cercana

al núcleo ($n=1$), es conocida como la capa K la siguiente la capa L ($n=2$) y la capa M ($n=3$). La capa L se divide en tres subcapas L1, L2 y L3 las cuales tienen diferentes configuraciones cuánticas y energías ligeramente diferentes donde la capa K es unitaria. Similarmente la capa M tiene cinco subcapas. Este modelo de estructuras internas se ilustra en la figura 25.

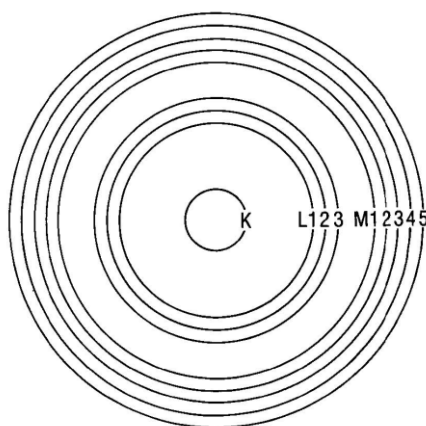


Fig.4.3 Diagrama esquemático de las capas de electrones internas

La población de las capas internas está gobernada por el principio de exclusión de Pauli, en el cual solo un electrón puede poseer unos valores únicos de sus números cuánticos. La población máxima de una capa es igual al número de estados posibles que poseen un número cuántico principal que sea relevante. En este caso la capa K es 2 para la capa L 8 y para la capa M 18. Por lo tanto para $Z \geq 2$ la capa K está llena y para $Z \geq 10$ la capa L está llena.

Los electrones que ocupan los orbitales exteriores usualmente no están involucrados directamente en la producción del espectro de rayos X, por lo tanto en gran parte no son afectados por el enlace químico.

El espectro característico puede ser entendido mediante la siguiente figura.

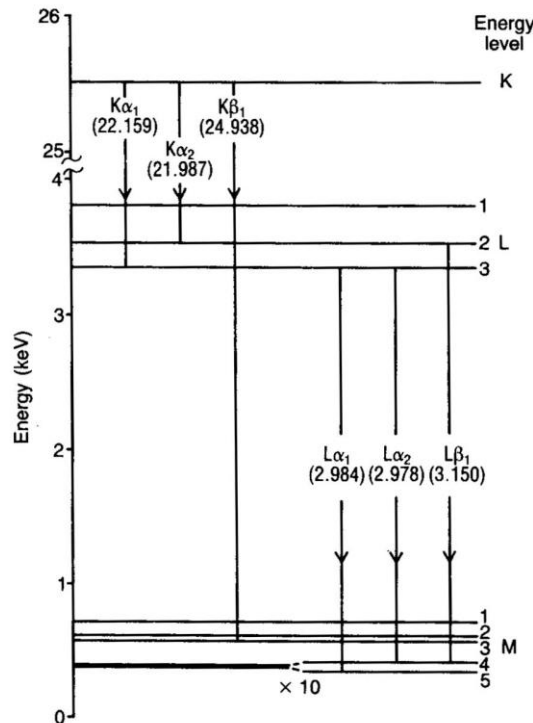


Fig. 4.4 Esquema del espectro característico de las capas internas de los átomos

Las líneas horizontales representan la energía del átomo con un electrón removido de una capa o subcapa. Un electrón de transición.

4.4 Reflexión de electrones de alta energía

La técnica de reflexión de electrones de alta energía (RHEED), permite tener conocimiento acerca de las características de la superficie del sustrato y de la película delgada; así como de la limpieza y reconstrucción de la superficie de los sustratos. En la figura 4.5 se puede ver un esquema de la configuración de la difracción de electrones. Las partículas difractadas son electrones acelerados en un campo eléctrico en torno a los 30 kV. El patrón de difracción puede visualizarse sobre una pantalla fluorescente

4.4.1 Interpretación de los patrones en el RHEED

El diagrama de difracción RHEED de una superficie perfecta y plana es una distribución de barras verticales. La distribución de las barras del diagrama RHEED, en función de la orientación de la superficie respecto al haz de electrones incidente, nos permite identificar la reconstrucción presente en la superficie de las muestras durante el proceso de limpieza del sustrato y durante el co-depósito (http://gredos.usal.es/jspui/bitstream/10366/56071/1/PFC_MBE_RHEED.pdf s.f.)

Una superficie con estructuras tridimensionales genera un patrón de difracción (PD) de puntos sobre la pantalla, lo cual significa que la superficie presenta rugosidad. Un material policristalino genera un patrón de semicírculos concéntricos, mientras que un material amorfo da lugar a un fondo muy intenso sin barras ni puntos de difracción. Ver representación de los patrones de difracción en la figura 4.6

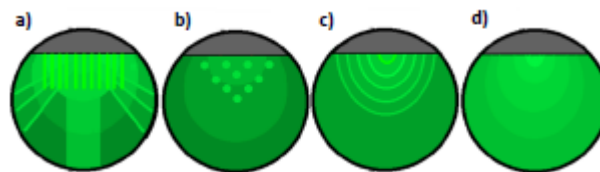


Fig. 4.7. a) P.D. De una superficie con reconstrucción b) P.D. De una muestra con Islas c) P.D. De una muestra policristalina d) P.D. De una muestra amorfa

Mediante esta técnica se puede obtener información acerca de la calidad de la superficie durante el crecimiento cristalino, para tamaños de órdenes nanométricos.

4.4.2 Equipo experimental RHEED

Un sistema RHEED está formado por cuatro partes:

- **Cañón de electrones.** Aquí es donde se produce el haz de electrones, el cual es focalizado y desviado mediante un conjunto de lentes magnéticas.
- **Fuentes de alimentación.** Suministran tanto las intensidades de corriente como las diferencias de potencial necesarias para el funcionamiento del equipo.
- **Pantalla fluorescente.** Lugar donde se visualiza el patrón de difracción de electrones.
- **Mandos de control.** Se utiliza para controlar una serie de variables como la intensidad del haz, el potencial de aceleración de los electrones, el lugar de incidencia en la muestra, el ángulo de incidencia.

4.4.3 Ángulo de incidencia sobre la muestra

Un aspecto muy importante a la hora de obtener un buen patrón de difracción sobre la pantalla fluorescente del RHEED es el ángulo de incidencia del haz de electrones sobre la muestra. Se puede seleccionar un ángulo incidente concreto bajando la muestra en el eje z, por acción del manipulador. Para que el haz de electrones incida en el centro de la oblea en su nueva posición del eje z, debemos deflectar el haz hasta el valor deseado (6.htm s.f.)

La profundidad de penetración del haz de electrones en la muestra, antes de que se produzca el fenómeno de difracción, depende fundamentalmente de dos parámetros: el ángulo de incidencia y el recorrido libre medio de los electrones en ese material.

4.5 Microscopio de fuerza atómica

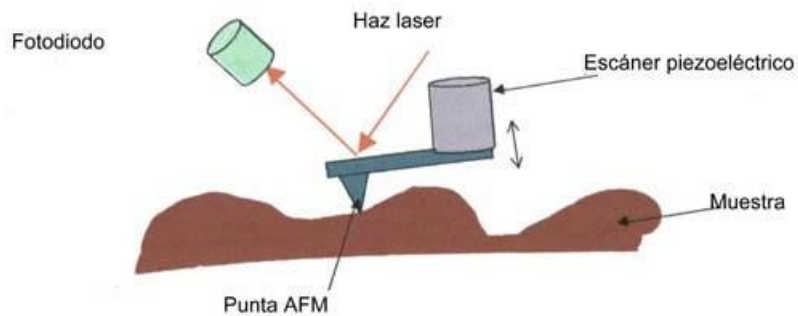


Fig. 4.8 Esquema de funcionamiento del AFM

La información sobre la superficie bajo examen se recoge a través de una punta muy delgada (pocas decenas de micrones) montada en el extremo de una varilla elástica. Esta última consiste, por lo general, de uno o varios haces de fibras de nitruro de silicio o de silicio metálico cuya longitud varía entre 100 y 500 micrómetros (0,1 a 0,5 mm), con un espesor entre 0,5 y 5 micrómetros. La punta sensible transmite la fuerza que se ejerce entre la misma y los átomos o moléculas de la superficie de la muestra cuando aquélla se mueve hacia arriba y hacia abajo sobre ésta última, detectando su rugosidad, y este movimiento puede ser medido con extrema precisión por medio de, por ejemplo, un haz láser reflejado por un espejo pequeño colocado sobre la punta y recogido por un elemento sensible (fotodiodo). Los datos procesados permiten reconstruir la estructura superficial en la dirección vertical, z . Una pequeña unidad que contiene un cristal piezoeléctrico, del tipo de las antiguas cápsulas con la púa de los tocadiscos, permite detectar la estructura horizontal de la superficie, en función de las ordenadas x e y . Se puede obtener así, con resolución nanométrica, la topografía de una muestra en una escala que varía desde 100 hasta 150.000 nm (0,15 mm), pudiéndose lograr resoluciones del orden de 1 nm. (<http://www.ceramicaycristal.com/Ciencia.htm> s.f.)

4.6 Magnetómetro SQUID (Dispositivo de interferencia cuántica de superconducción)

El SQUID consiste en dos superconductores separados por finas capas aislantes, que forman dos uniones de Josephson paralelas. El dispositivo se puede configurar como un magnetómetro para detectar campos magnéticos increíblemente pequeños, lo suficiente para medir los campos magnéticos de organismos vivos. Los SQUID se han usado para medir los campos magnéticos del cerebro, del ratón e investigar si habría suficiente magnetismo para atribuir su capacidad de navegación a una brújula interna

Umbral del SQUID 10^{-14}T

Campo magnético del corazón 10^{-10}T

Campo magnético del cerebro 10^{-13}T

La gran sensibilidad de los aparatos SQUID tiene que ver con los cambios medidos en el campo magnético asociado con un flujo cuántico. Uno de los descubrimientos asociados con las uniones de Josephson, fue que el flujo está cuantizado en unidades.

$$\Phi_0 = \frac{2\hbar}{2e} \cong 2.0678 \times 10^{-15} \text{tesla} \cdot \text{m}^2$$

Si en un dispositivo SQUID se mantiene una corriente constante de polarización, el voltaje medido oscila con los cambios de fase en las dos uniones, los cuales dependen de la variación de flujo magnético. El conteo de oscilaciones permite evaluar el cambio de flujo que se ha producido.

Capítulo 5: Síntesis de la película de $Mn_5Ge_3C_x$

Como uno de los objetivos es el conseguir la fase Mn_5Ge_3 en forma de película delgada por medio del método de erosión catódica por lo cual se realizaran varias películas con diferentes potencias de depósito a 450C y temperatura ambiente debido a que la relación atómica del Mn_5Ge_3 es de 5/3 para un 100% se deben de obtener 62.5% para el Mn y 37.5% para el Ge en porcentos atómicos por espectrometría de dispersión de energía de rayos X (EDS) por lo cual se crecieron las películas en un sustrato de silicio por 30 min con las siguientes potencias en radio frecuencia (RF) como indica en la tabla siguiente .En el EDS solamente se consideraron los valores del Mn y el Ge. Se tomaron tres medidas en áreas distintas de cada película

Tabla 5.1 Calibración de las potencias de Mn y Ge por RDE

LP-40 Mn 50W Ge30W a 450C (RDE)				Promedio
%Mn	63.6	63.5	63.7	63.6
%Ge	36.4	36.5	36.3	36.4
LP-41 Mn 45W Ge30W a 450C (RDE)				
%Mn	61.8	61.2	61.4	61.46
%Ge	38.2	38.8	38.6	38.53
LP-44 Mn 70W Ge 30W a 450C (RDE)				
%Mn	72.4	72.7	71.4	72.16
%Ge	27.6	27.3	28.6	27.83

Como se vio en la tabla para los valores deseados de la fase Mn_5Ge_3 se encuentran entre los valores de LP40 y Lp41 por una interpolación dejando constante los valores del Ge por lo

que se concluye que las potencias para esa temperatura son 47WMn y 30W de Ge, para temperatura ambiente se realizó el mismo procedimiento.

Tabla 5.2 Calibración a temperatura ambiente SPE

LP-48 Mn 60W Ge30W a T_{amb} (SPE)				Promedio
%Mn	65.9	65.6	65.9	65.8
%Ge	34.1	34.4	34.1	34.2
LP-48 Mn 55W Ge30W a T_{amb} (SPE)				
%Mn	70.1	68.8	67.9	68.9
%Ge	29.9	31.2	32.1	31.06
LP-50 Mn 60W Ge30W a T_{amb} (SPE)				
%Mn	66.0	66.2	66.7	66.3
%Ge	34.0	33.8	33.3	33.7

Los valores de porcentaje atómico que nos interesan se encuentran un poco alejados de los valores medidos, pero debido a que los depósitos se comportan de manera líneas es posible determinar la recta de comportamiento dejando fijo los valores del Ge obteniendo la pendiente de la recta. Considerando los siguientes puntos P1(66.3, 50) P2 (68.9, 55W) la pendiente de la recta es 0.52 por lo que se determina que es necesaria un potencia del Mn de 42.69 por conveniencias del equipo quedo que para temperatura ambiente la potencias para la obtención de la fase son 43WMn y 30W de Ge.

5.1 Determinación del dopaje de carbono

Para poder realizar de manera cuantitativa el dopaje con carbono es necesario determinar la cantidad de película se deposita así como también la del carbono y sus velocidades de deposición a determinadas temperatura.

Para determinar la velocidad de depósito de la película depositada sobre silicio a temperatura ambiente y a 450C, se realizó microscopia electrónica de barrido con electrones retrodispersados, conociendo el tiempo de depósito y el espesor medido.

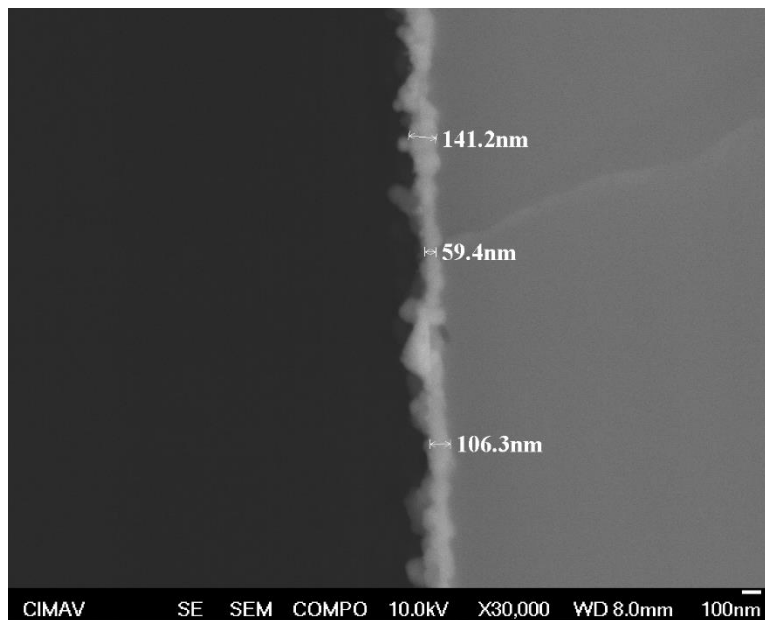


Fig.5.1 Espesor de la película de Ge (001)/ Mn₅Ge₃ para determinar la velocidad de crecimiento a 450 grados centígrados

Se determinó que la velocidad de depósito es de a 450C $v = 2.922 \text{ nm/min}$ ya que para el depósito de 450C el tiempo fue de 35min. Por lo que es necesario un tiempo de 17.1065 min para obtener un depósito de 50nm a 450.

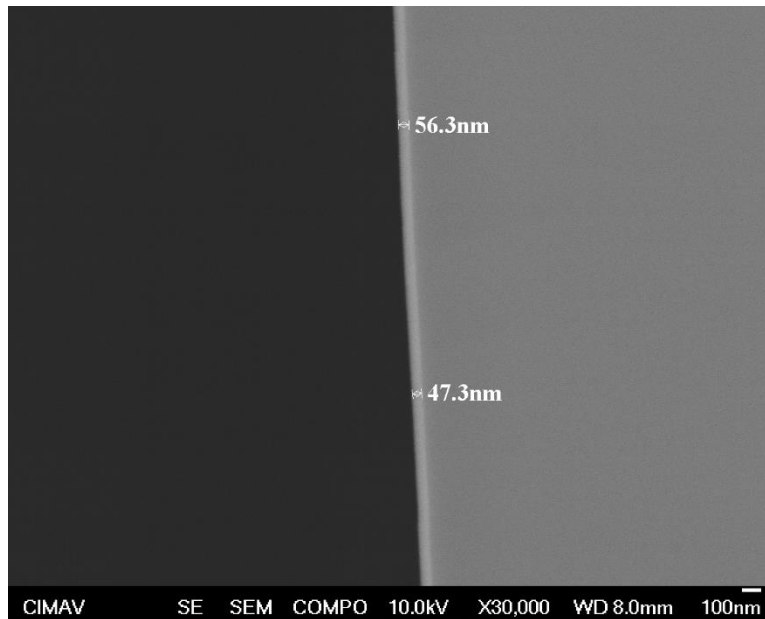


Fig.5.2 Espesor de la película de Ge (001)/ Mn_5Ge_3 para determinar la velocidad de crecimiento a temperatura ambiente

Es necesario conocer la velocidad del depósito del carbono, para conocer la cantidad de este que se deposita, utilizando el medidor de espesores para tres potencias distintas de 100W 150W y 180W en DC obtuvimos la siguiente tabla por lo que se tiene que ajustar el tooling para 450C

Tabla 5.3 Calibración de la velocidad de depósito del carbono con respecto a la potencia para un dopaje de 0.6 de fracción molar

Potencia DC	Velocidad de depósito nm/min
100W	0.422
150W	0.636
180W	0.782

A temperatura ambiente se creció carbono durante dos horas sobre silicio con una potencia de 100W durante 2 horas.

5.1 Determinación de las potencias del dopaje para 400°C de $Mn_5Ge_3C_{0.6}$

Para poder determinar la cantidad de película depositada consideraremos que se deposita sobre un sustrato con un área de 1cm^2 y conociendo el espesor de 50nm ya que lo podemos obtener con las velocidades de depósito, será necesario determinar la densidad de esta película, de la figura de la celda unitaria 5.3

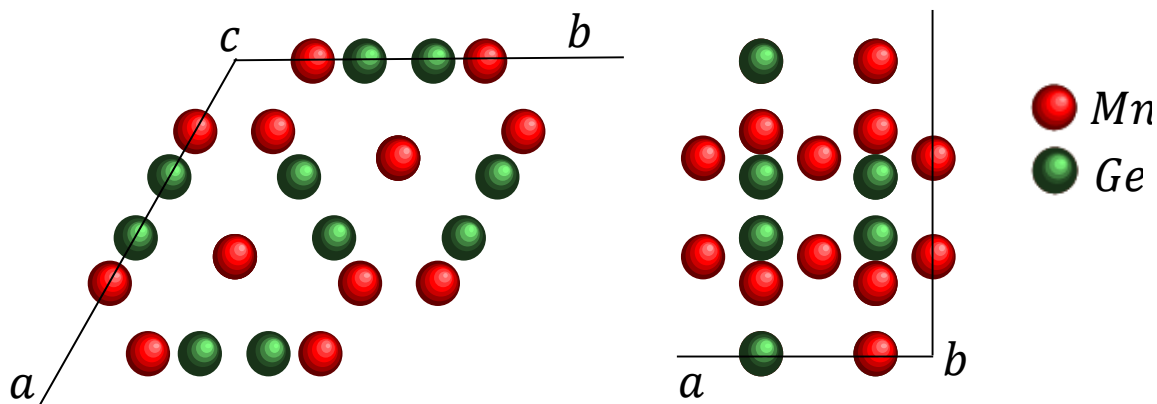


Fig. 5.3 Celda unitaria del Mn_5Ge_3 simulada con el Carine

Determinamos que en la celda unitaria se encuentran 10 átomos de manganeso y 6 átomos del germanio.

Tabla 5.4 Determinación densidad del compuesto Mn_5Ge_3

Átomos	Peso Atómico	Mol	N. Avogadro
6 Ge	72.64gr/mol	1Mol	6.022×10^{23}
10Mn	54.938gr/mol	1Mol	6.022×10^{23}

$$1 \text{ Átomo de Ge} = \frac{72.64 \text{ gr}}{6.022 \times 10^{23}} = 1.206 \times 10^{-22} \text{ gr/átomo}$$

$$1 \text{ Átomo de Mn} = \frac{54.938 \text{ gr}}{6.022 \times 10^{23}} = 9.12 \times 10^{-23} \text{ gr/átomo}$$

$$\text{masa} = m = (6 * 1.206 \times 10^{-22}) + (10 * 9.12 \times 10^{-23}) = 1.63603 \times 10^{-21} \text{ gr}$$

Peso molecular de la película

Para determinar la densidad de la celda unitaria es necesario conocer el volumen de la celda, con los parámetros del carine de la 5.3

Atom	X	Y	Z
Mn 0	1/3	2/3	1/2
Mn 0	0.23900	0	1/4
Mn 0	0.76100	0	3/4
Mn 0	0	0.23900	1/4
Mn 0	0	0.76100	3/4
Mn 0	0.76100	0.76100	1/4
Mn 0	0.23900	0.23900	3/4
Ge 0	0.60300	0	1/4
Ge 0	0.39700	0	3/4
Ge 0	0	0.60300	1/4
Ge 0	0	0.39700	3/4
Ge 0	0.39700	0.39700	1/4
Ge 0	0.60300	0.60300	3/4
Mn 0	2/3	1/3	1/2
Mn 0	2/3	1/3	0
Mn 0	1/3	2/3	0

a	7.1840	90.00
b	7.1840	90.00
c	5.0530	120.00

Fig. 5.4 Parámetros de red y posiciones atómicas de la celda de Mn_5Ge_3

Dado que es una estructura hexagonal de terminamos que para los datos de a y b tenemos que el área de la base es de:

$$\text{Area} = A = 7.184\text{\AA} * 7.184\text{\AA} * \cos(30) = 44.6954\text{\AA}^2$$

$$\text{Volumen} = V = A * c = 44.6954\text{\AA}^2 * 5.0530\text{\AA} = 225.712\text{\AA}^3 = 2.25712 \times 10^{-22} \text{cm}^3$$

Por lo cual ahora podemos definir la densidad de la película.

$$\text{Densidad} = \rho = \frac{m}{V} = \frac{1.63603 \times 10^{-21} \text{gr}}{2.25712 \times 10^{-22} \text{cm}^3} = 7.24833 \left(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3} \right)$$

Si consideramos que la película está depositada sobre un sustrato de un centímetro cuadrado de área y 50nm de espesor. El volumen de esta película será de $V_p = 5 \times 10^{-6} \text{cm}^3$ y con la densidad calculada de la película podremos saber la masa que hay de la película con 50nm de espesor

$$m = \rho * V_p = 7.24833 \left(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3} \right) * 5 \times 10^{-6} \text{cm}^3 = 3.62416 \times 10^{-5} \text{gr}$$

Peso molecular de la película Mn_5Ge_3 :

$$PM = \left(5 * 54.938 \left(\frac{\text{gr}}{\text{mol}} \right) \right) + \left(3 * 72.64 \left(\frac{\text{gr}}{\text{mol}} \right) \right) = 492.61 \frac{\text{gr}}{\text{mol}}$$

Numero de moles de la película.

$$1 \text{mol} \text{ --- } 492.61 \frac{\text{gr}}{\text{mol}}$$

$$X \text{ --- } 3.6241 \times 10^{-5} \text{gr}$$

Numero de moles de la película 7.35706×10^{-8} moles.

Como deseamos un dopaje de 0.6 molar para obtener una mejor (Vinh Le Thanh 30 September 2013 IOP Science) por lo que es necesario la siguiente relación Moles del carbono = 7.35706×10^{-8} moles * 0.6 por lo que la cantidad de moles necesarios de carbono es 4.41424×10^{-8} moles

$$1 \text{mol C} \text{ --- } 12.01 \frac{\text{gr}}{\text{mol}}$$

$$4.41424 \times 10^{-8} \text{mol} \text{ --- } X$$

La masa del carbono que poseen dichos moles es de 5.3015×10^{-7} gr. De la densidad del carbono $\rho = 2.267 \text{ gr/cm}^3$ obtenemos que el volumen de carbono es $V = 2.33855 \times 10^{-7} \text{ cm}^3$. Considerando que se deposita sobre la misma área que la película de 1 cm^2 , se necesitara un espesor de 2.33855 nm de C.

Se quiere realizar un depósito de 50 nm de la película Mn_5Ge_3 y conociendo la velocidad de depósito de la misma de 2.92286 nm/min el tiempo será de 17.1065 min por lo cual también se necesita que la velocidad del carbono sea de un valor tal que cumpla con el espesor de 2.33855 nm de C en ese mismo tiempo, realizando una tabla de valores de velocidad contra potencia del carbono a DC para un tiempo de 2 horas de depósito ajustado para una temperatura de 450°C .

Tabla 5.5 Calibración de la potencia del carbono

Potencia W	Velocidad nm/min
100	0.422
150	0.639
180	0.78185

Estableciendo un comportamiento lineal y sabiendo que se necesita una velocidad de depósito de carbono de 0.136705 nm/min podemos calcular que es necesaria una potencia de 33 W de C en DC, para un dopaje de 0.6 molar.

Para el depósito de la película a temperatura ambiente se tiene una velocidad de depósito de la película es de 1.7758 nm/min por lo que se concluye que a temperatura ambiente la velocidad de depósito es menor. La velocidad del carbono para temperatura ambiente con 100 W de la micrografía LP52.

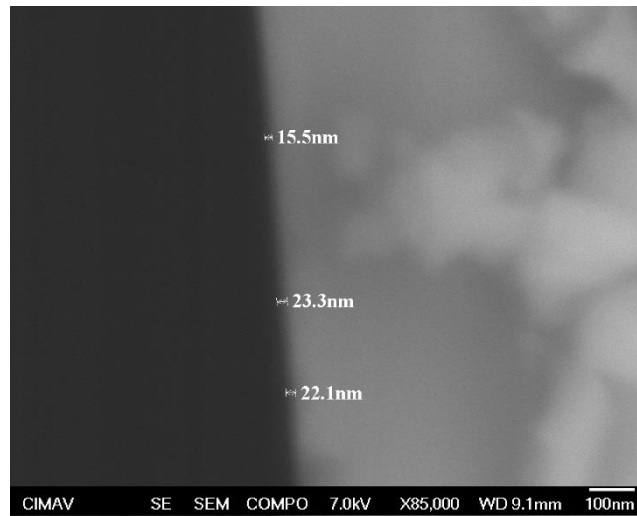


Fig. 5.5 Micrografía para determinar la velocidad del carbono

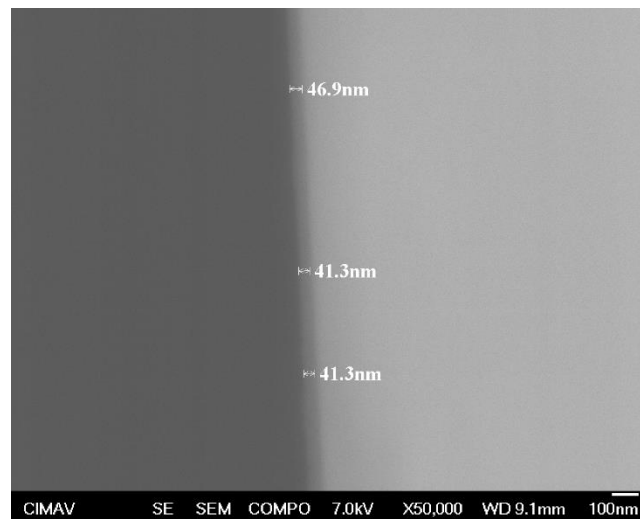


Fig.5.6 Micrografía depósito de carbono sobre Ge para determinar la velocidad de crecimiento

La velocidad del carbono a temperatura ambiente con 100W es de 0.264nm/min por lo que para tener un dopaje de 0.6 de C sobre se usa una potencia de 37W de C en DC.

5.2 Recalibración por efecto de la temperatura de depósito

Después de realizado el dopaje con carbono al 0.6 se volvió a medir por EDS para verificar que los porcentajes de Mn y Ge continuaran igual se observaron variaciones por lo que fue necesario realizar un pequeño ajuste en las potencias.

Como sabemos que al medir con forme al porcentaje atómico se pueden establecer la siguientes relaciones, para obtener la fase de Mn_5Ge_3 .

$5/8 = 62.5\%$ para el Mn y un $3/8 = 37.5\%$ para el Ge por la presencia del carbono en el co-depósito y los depósitos a diferentes temperaturas se observan ciertas variaciones, y como se ha visto en el diagrama de fases, la fase Mn_5Ge_3 se encuentra en una región muy pequeña se ajusta de la siguiente manera, para conocer los valores de la potencia necesaria para un depósito a una temperatura de 350C.

A partir de las películas LP-61 y Lp-62

LP-61 $Mn_5Ge_3:C/Si$ (001) con las siguientes potencias 47WMn 30WGe y 33W de C en DC a 450C durante 17min 6 segundos lo que sería un espesor de 50 nm.

LP-62 $Mn_5Ge_3:C/Si$ (001) con las siguientes potencias 47WMn 30WGe y 33W de C en DC a 250C durante 17min 6 segundos lo que sería un espesor de 50 nm.

Con los siguientes valores de Eds ignorando el carbono, ya que se debe de mantener la misma fase, lo que es lo mismo en este caso los mismos valores de 62.5% para el Mn y 37.5% para el germanio.

LP-61 se obtuvieron los siguientes valores de 58.4% de Mn y 41.6% de Ge en promedio tomando tres mediciones en diferentes áreas.

LP-62 se obtuvieron los siguientes valores de 62.366% de Mn y 37.633% de Ge en promedio tomando tres mediciones en diferentes áreas.

Con estas dos mediciones podemos obtener una recta del comportamiento de las potencias constantes con respecto a la temperatura

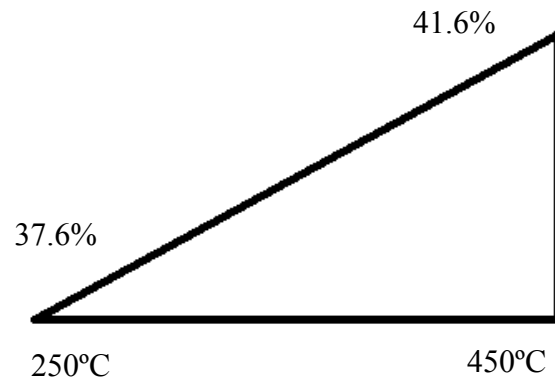


Fig. 5.7 Rectas de recalibración para 350 grados centígrados para los valores de manganeso

Observamos cómo se va disminuyendo el contenido de germanio en la película conforme se incrementa la temperatura. De la ecuación de la recta podemos deducir el valor del germanio a los 350C

$y - y_1 = m(x - x_1)$. Por lo cual la pendiente m estaría dado por la siguiente expresión.

$$m = \frac{62.36 - 58.4}{250 - 450} = -0.0198$$

$$y - 58.4 = -0.0198(x - 450)$$

Para una temperatura de 350C

$$y - 58.4 = -0.0198x + 8.91$$

$$y + 0.0198x = 67.31$$

$$y = 67.31 - 6.93 = 60.38\% \text{ de Mn a } 350C$$

Valor que se encuentra fuera del ideal de 62.5% para Mn, pero también se determinara el valor del germanio

Calibración del Ge

En este caso se observa que el porcentaje de germanio se incrementa con la temperatura, pero se realiza el mismo procedimiento donde $x = 350^\circ\text{C}$

$$m = \frac{37.63 - 41.6}{250 - 450} = 0.01985$$

$$y - 41.6 = 0.01985(x - 450)$$

$$y - 41.6 = 0.01985x - 8.9325$$

$$y - 41.6 = 6.9475 - 8.9325$$

$$y = 39.615\%$$

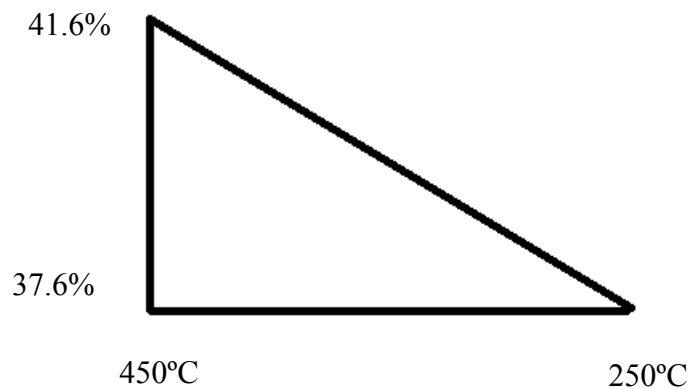


Fig. 5.8 Rectas de recalibración para 350 grados centígrados para los valores de germanio

Por lo que a 350C el porcentaje de Ge a 35C es de 39.61% que no es el valor ideal de 37.5%

A 250C tenemos Mn 62.36% y Ge 37.65% con una relación entre los elementos de 1.656

A 350C tenemos Mn 60.38% y Ge 39.615% con una relación entre los elementos de 1.529

A 450C tenemos Mn 58.46% y Ge 41.6% con una relación entre los elementos de 1.4038

A 550C tenemos Mn 56.11% y Ge 43.89% con una relación entre los elementos de 1.2784

Las cuatro con las mismas potencias de 47WMn 30WGe y 33WC de

Utilizando el conocimiento de que el porcentaje de Mn debe de ser 62.5% y conociendo un punto de potencia del Mn y porcentaje, se realizó la siguiente tabla para obtener los nuevos valores de las potencias ajustadas para la concentración correcta de Mn

Tabla 5.6 Recalibración en la que se observa la variación de la concentración por efecto de la temperatura

550C		450C		350C		250C	
47W	56.1%	47W	58.46%	47W	60.38%	47W	62.36%
52.4W	62.5%	50.3W	62.5%	48.65W	62.5%	47.2W	62.5%

Capítulo 6. Caracterización de la película de Ge (001)/Mn₅Ge₃C_{0.6}

Para determinar las propiedades de la película y demostrar el cumplimiento de los objetivos se utilizaran técnicas para caracterizar in situ como el RHEED así como microscopia de barrido y transmisión, y rayos X además de mediciones magnéticas mediante un SQUID de la universidad de la Mancha en España.

6.1 Caracterización por RHEED

Como se mencionó en la sección de marco teórico, el RHEED es una herramienta que nos permite determinar reconstrucciones, propiedades de la cristalinidad y limpieza en la superficie, así como el proceso de crecimiento cristalino.

En el proceso de depósito de la película, para obtener un crecimiento epitaxial (crecimiento ordenado) es necesario tener una superficie limpia, por lo que se introduce el sustrato de germanio en la cámara, con un vacío de 3×10^{-8} Torr, se analiza su superficie mediante el RHEED, y a esta se encuentra con un óxido nativo de poco espesor, el cual es amorfo y no favorece el crecimiento ordenado, por lo cual es removido mediante el plasma de argón con 40W de potencia durante 20 min en radio frecuencia, lo suficiente para remover el óxido y no provocar un daño excesivo a la superficie, y después de esto se le realiza un recalentamiento a el sustrato hasta (800-850C), girando la muestra evaluando la superficie mediante el RHEED por unos pocos min aproximadamente dos minutos hasta observar la reconstrucción (2X1) lo que nos indica que tenemos una superficie limpia apta para el crecimiento epitaxial.

Como la base del porta muestras puede ser girada se midieron 45 grados de separación entre las dos direcciones, lo cual es consistente con la teoría, además de que en la imagen obtenida

por el RHEED lo que se observa es la red recíproca, la cual es inversa a la red directa, distancias pequeñas de la red recíproca corresponden a distancias grandes de la red directa, podemos concluir que de la imagen anterior el inciso a) pertenece a la dirección [100] y el b) 45 grados con respecto a esta la dirección [110].

A partir de estas imágenes con respecto al tiempo de depósito podemos evaluar, el crecimiento de la película, ya que conocemos los valores de la red directa, que corresponden a las distancias inversas de la red recíproca, para una mayor precisión, se utilizó el programa Imaje J con el cual podemos medir por pixeles las distancias entre las líneas de intensidad, partiendo de estas distancias conoceremos las distancias del $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_{0.6}$ así como también obtendremos las deformaciones de las celda con respecto a los valores del bulto. Se tomaron fotografías con los siguientes espesores 0.5, 1, 2, 5, 10, 20 y 50 nm.

La medición de las distancias interplanares se realizó de la siguiente manera.

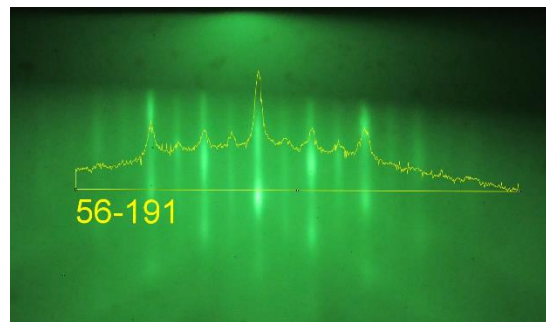


Fig. 6.1. Medición de las distancias recíprocas de una superficie reconstruida

Con la opción perfil de línea se pueden obtener los valores precisos de la ubicación de las líneas de intensidad de acuerdo con valores en pixeles. Conociendo los valores de la red directa se graficaron las deformaciones obtenidas.

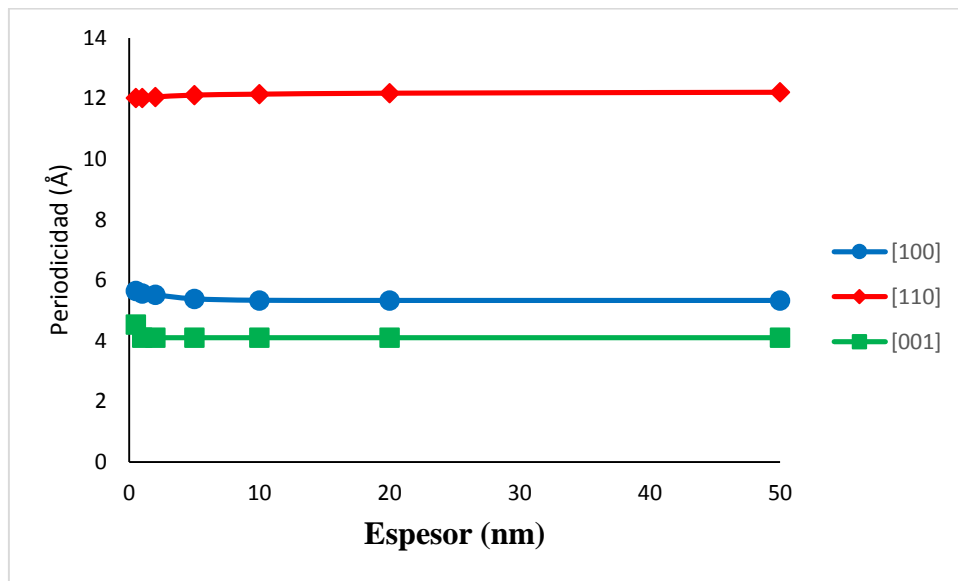


Fig.6.2 Grafica de la relajación de la película con el espesor

En la gráfica anterior se consideran las deformaciones de la película $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_{0.6}$ considerando las direcciones en las que crecieron sobre el germanio, las líneas azules y la roja, en la línea verde se consideran las deformaciones con respecto al eje z de la película.

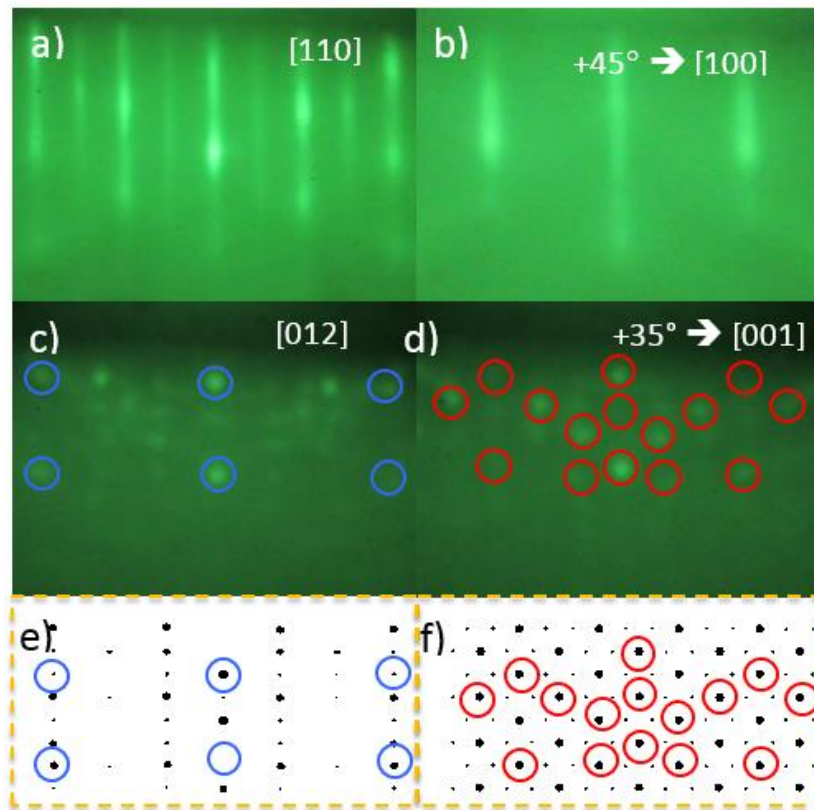


Fig. 6.3 Determinación de los ejes de zona mediante carine a) reconstrucción del germanio [110] b) reconstrucción del germanio [100] c) película Mn_5Ge_3 [012] d) película Mn_5Ge_3 [001] e) patrón simulado por Carine [012] patrón simulado por Carine [001]

Dado que lo que observamos en el RHEED es la red recíproca y con la ayuda del patrón de difracción simulado mediante el Carine podemos determinar cuáles son las direcciones que se observan en la figura anterior, la cual pertenece al sustrato de germanio después de realizar la reconstrucción superficial podemos determinar que son las direcciones [110] y [100] respectivamente, además de que con la ayuda del medidor de ángulos podemos comprobar que hay 45° entre estas direcciones, lo que es consistente con una estructura cubica. En la figura 6.3 también podemos observar el patrón de difracción que se forma sobre determinada dirección del sustrato, este patrón lo podemos comparar con el patrón simulado del Mn_5Ge_3 esto nos indica las direcciones sobre las que crece la película, como la dirección [012] y a 35 grados de esta se observa el patrón de difracción perteneciente a la dirección [001]. Con la

información obtenida del patrón del RHEED podemos saber que la dirección $[01\bar{1}]$ se encuentra a 90 grados de la anterior, más adelante se verá que la dirección $[01\bar{1}]$ es la que se observa en la micrografía del Tem que muestra el crecimiento ordenado y la relación epitaxial, en las 6.3 e y f vemos los parones del Carine posteriormente utilizaremos la dirección $[01\bar{1}]$ para comprobar mediante microscopia electrónica de trasmisión y con el contraste en Z .Se observa que las direcciones $[01\bar{1}]$ y $[012]$ son perpendiculares y que la dirección $[001]$ se encuentra a 35 grados de la $[012]$ y 55 de la $[01\bar{1}]$

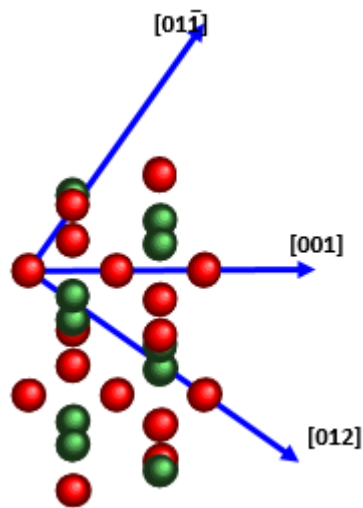


Fig. 6.4 Ejes de zona en la película

6.2 Caracterización por Rayos X

En el difractograma podemos observar en la parte inferior el pico que forma el sustrato de germanio, que corresponde al plano (400) en los siguientes podemos observar las películas preparadas por el método de SPE con las temperaturas de recocido de 350, 450 y 550 grados centígrados, en estas películas podemos determinar que se obtuvo la fase de Mn_5Ge_3 pero también se obtuvieron algunos picos característicos del germanio o del manganeso como los

picos Ge (111), Ge (220) y Ge (331) también los picos del Mn (221) lo que nos indica que bajo esas condiciones de depósito no todo el material reacciona para formar la fase de Mn_5Ge_3 lo cual más adelante se observara que sus propiedades magnéticas en cuanto a la temperatura de Curie y magnetización son menores, dado que la magnetización considera el volumen total de la película. También observamos que para las condiciones de crecimiento por el método de RDE se obtiene una mejor cristalinidad, precisamente para las condiciones de depósito de RDE a 350 grados centígrados se obtienen picos exclusivamente del compuesto Mn_5Ge_3 a excepción del pico característico del sustrato presente en todas las películas, por lo tanto más adelante se verá que bajo estas condiciones de depósito, se obtienen las mejores propiedades magnéticas en cuanto a magnetización y temperatura de Curie. Aunque en todas y cada una de estas películas ya se encuentran dopadas con carbono al 0.6 de fracción molar, por lo cual se incrementó su temperatura de Curie en todas ellas, la técnica de difracción de Rayos X no posee la sensibilidad para detectarlo, por lo que solamente confiamos en los picos de compuesto de Mn_5Ge_3

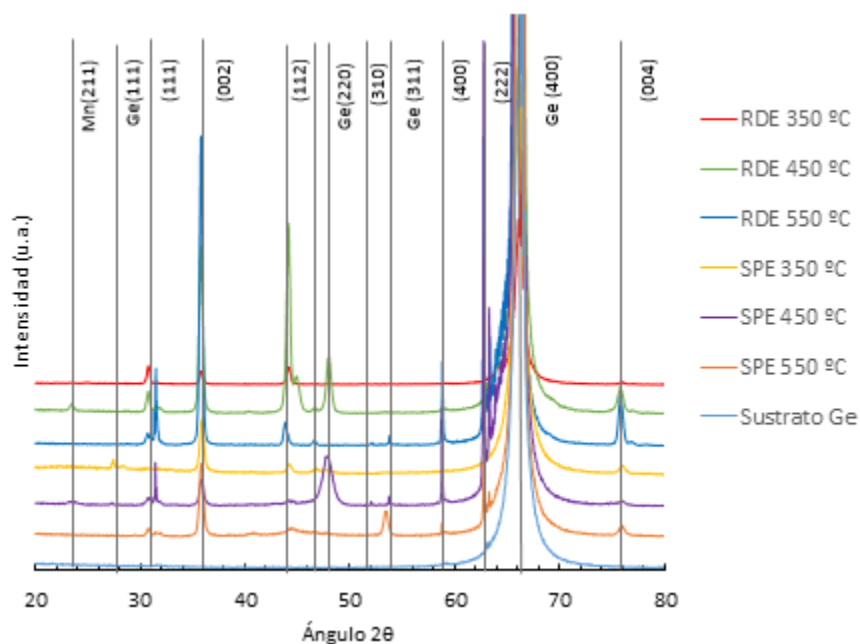


Fig. 6.5 Difractograma de las películas a diferentes condiciones por RDE y SPE a 350 450 y 550 grados centígrados

Como se verá posteriormente en la sección de mediciones magnéticas, se realizaron películas a distintas temperaturas de depósito, 350, 450 y 550 grados centígrados y también depósitos a temperatura ambiente con recosidos a esas mismas temperaturas durante media hora, de las cuales, la que obtuvieron mejores propiedades magnéticas en cuanto al momento magnético y la temperatura de Curie son las películas depositadas a 350°C (naranja) y la depositada a temperatura ambiente con recocido de 350°C durante media hora (verde), aun así la película depositada a 350°C alcanza una temperatura de Curie de 445K con las siguientes potencias de depósito Mn 49W Ge 30 W y C 33W en DC. (Naranja). En cuanto a la indexación de los picos, la película RDE 350°C, todos los picos pertenecen al compuesto de Mn_5Ge_3 excepto el pico a los 66 grados que pertenece al sustrato Ge(400), lo que nos da un mayor contenido de la fase de Mn_5Ge_3 a diferencia de la película verde (SPE 350°C) aparece un pico a los 26.5 grados de Ge (111) por lo que indica que el recocido contribuye a que la película se

enriquezca de germanio del sustrato, aunque estas películas, se encuentran dopadas con carbono al 0.6% el carbono no aparece por difracción.

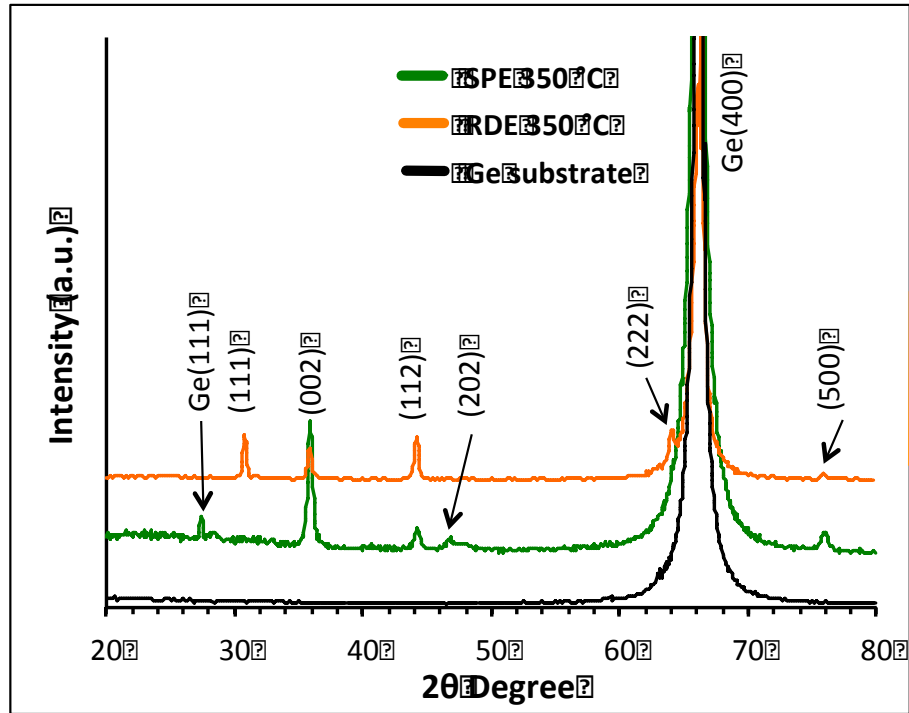


Fig.6.6 Películas de Mn_5Ge_3 dopadas con carbono depositadas a SPE 350°C por media hora verde y películas de Mn_5Ge_3 dopadas con carbono RDE a 350 °C naranja

6.3 Caracterización por Microscopia de Fuerza atómica

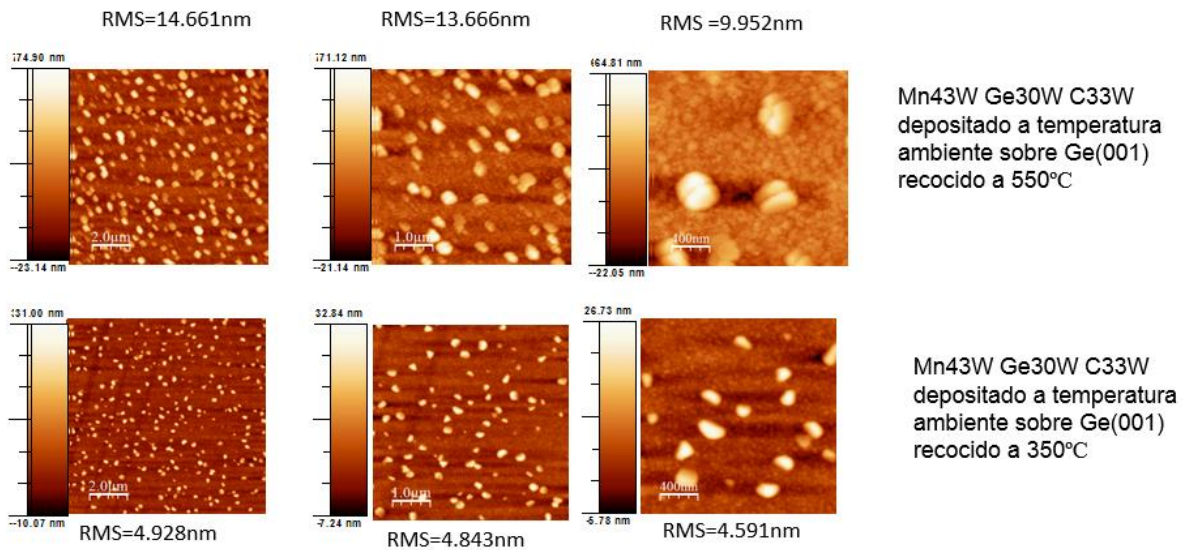


Fig. 6.7 Micrografías de (AFM) de las películas por SPE con mejores propiedades magnéticas

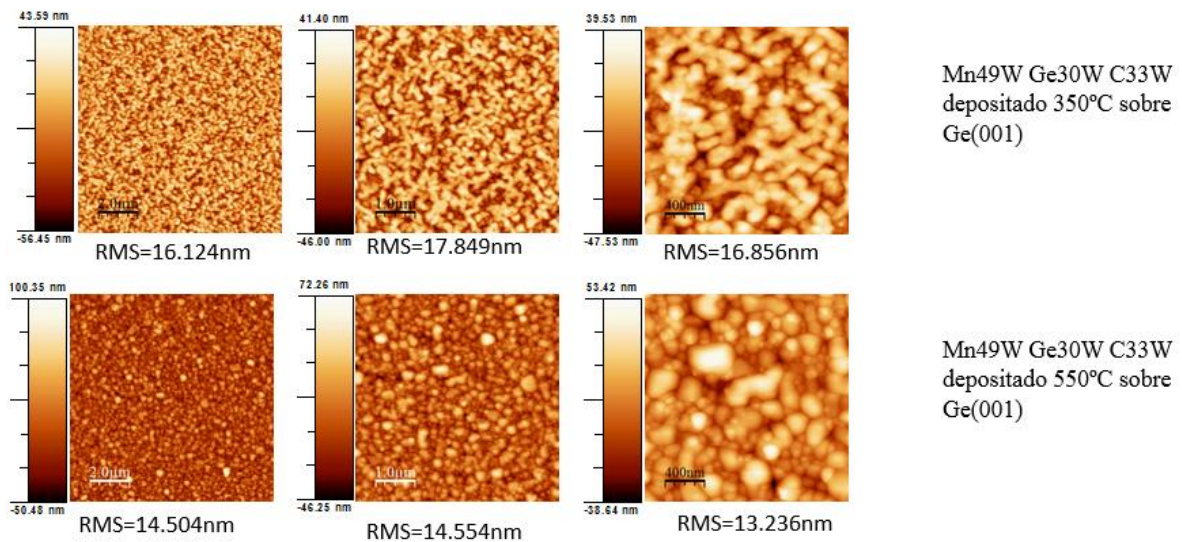


Fig. 6.8 Micrografías de (AFM) de las películas por RDE con mejores propiedades magnéticas

Como podemos observar, la técnica de AFM (microscopia de fuerza atómica) nos es muy útil para determinar la rugosidad de la película, ya que esta es de vital importancia para que en un futuro se pueda realizar un transistor a espín, en la imagen superior de las películas

depositadas a temperatura ambiente y con recocido a las respectivas temperaturas de 350 y 550 grados centígrados durante media hora, se observa una rugosidad bastante baja alrededor de 4nm, lo que sería favorable para un deposito posterior, más sin embargo los resultados de rayos X determinan una mayor presencia de germanio, que coincide con las micrografías de Tem que indican que la película se introduce dentro del sustrato, también posteriormente se verá que a pesar de tener una buena rugosidad, sus propiedad magnéticas no son tan favorables, pero resulta una buena ruta de estudio, para posteriores trabajos en los que se desee realizar un apilamiento de películas.

6.4 Caracterización por microscopia electrónica de transmisión (TEM)

Para determinar el acomodo de los átomos de la película sobre el sustrato así como también el crecimiento epitaxial, si la película es continua y medir las deformaciones en las distancias interplanares, se utilizó las película que obtuvo los mejores resultados en cuanto a temperatura de Curie es decir la depositada a 350C y también perfiles de concentración para determinar qué tan estable es esta.

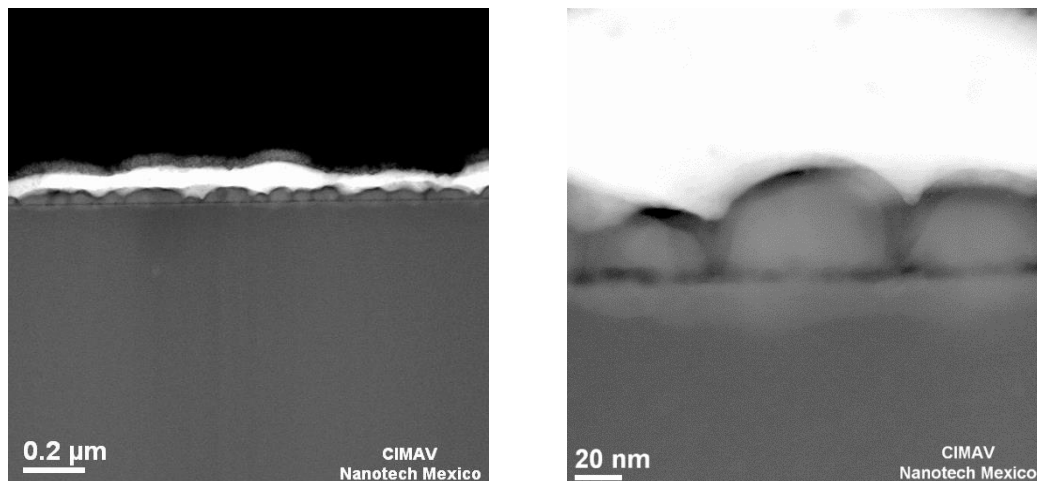


Fig.6.9 Micrografías de transmisión que demuestran que se obtuvo una película continua de Mn_5Ge_3

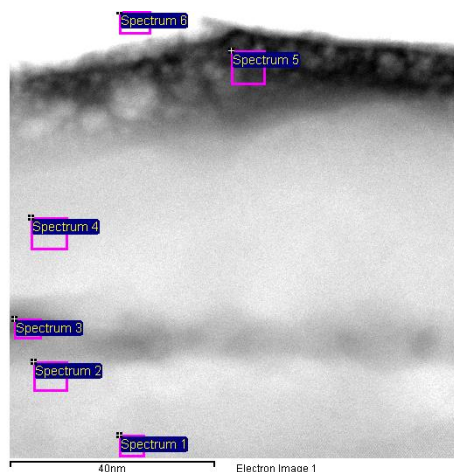
En las figuras anteriores lo que podemos apreciar es que la película es continua, en la segunda imagen se observan cómo se forman los granos,

6.5 Caracterización por espectroscopia por dispersión de energía (EDS)

Para confirmar que tenemos la fase correcta, debido a que el diagrama de fases presenta múltiples posibilidades, debemos de obtener la concentración correcta de Mn y Ge de la misma fórmula del compuesto podemos deducir la relación atómica de la siguiente manera

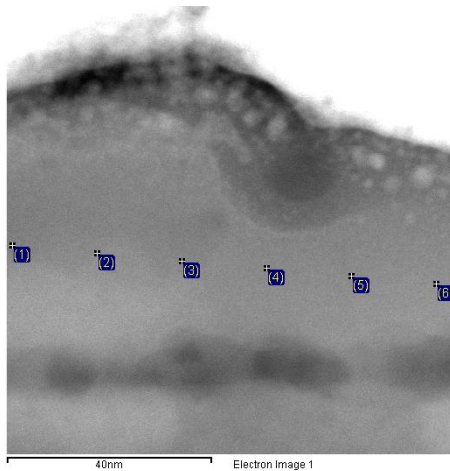
$$\%Mn = \frac{5}{5 + 3} * 100 = 62.5\%$$

$$\%Ge = \frac{3}{5 + 3} * 100 = 37.5\%$$



Spectrum	In stats.	C	O	Mn	Ga	Ge	Au
Spectrum 1	Yes	62.64				37.36	
Spectrum 2	Yes	61.21		18.01		20.78	
Spectrum 3	Yes	51.99	9.53	26.33		12.16	
Spectrum 4	Yes	44.34		34.17	0.72	20.77	
Spectrum 5	Yes	61.60	10.39	11.65	6.24	6.79	3.34
Spectrum 6	Yes	69.24		6.59	5.28		18.88
Max.		69.24	10.39	34.17	6.24	37.36	18.88
Min.		44.34	9.53	6.59	0.72	6.79	3.34

Fig. 6.10 Micrografía de la película RDE 350 grados y espectroscopia de EDS se observa la composición en diferentes áreas



Spectrum	In stats.	C	O	Mn	Ga	Ge
(1)	Yes	38.69	3.02	36.70		21.60
(2)	Yes	30.49	6.99	38.75		23.78
(3)	Yes	38.52	4.63	36.00		20.85
(4)	Yes	34.88	4.50	36.92	1.04	22.66
(5)	Yes	35.23	3.08	37.86		23.83
(6)	Yes	32.64	5.39	40.02		21.95
Max.		38.69	6.99	40.02	1.04	23.83
Min.		30.49	3.02	36.00	1.04	20.85

Fig. 6.11 Micrografía de la película RDE 350 grados y espectroscopia de EDS se observa que se mantiene la composición a lo largo de la película

Por lo cual a la película de RDE de 350°C que se observó por TEM se le realizaron perfiles de línea para observar su estabilidad en cuanto a la composición.

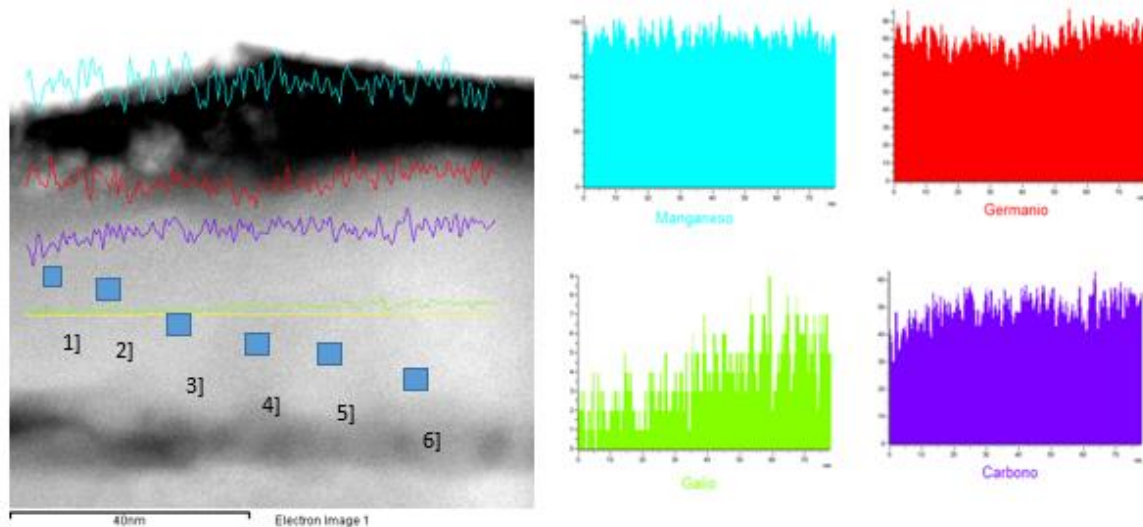


Fig. 6.12 Perfil de línea de la película RDE 350 grados de manera horizontal

En la micrografía anterior podemos observar varias cosas, en el perfil de línea la composición de la película en cuanto al Mn y el Ge es bastante estable, la presencia de Galio en la muestra es debido a la misma preparación para poder ser observado en el TEM, y el carbono que es contaminación, aunque se realizó un dopaje con carbono, la técnica de EDS identifica mucho

más carbono debido a esta contaminación en comparación con el que se logró incorporar dentro de los sitios intersticiales de la red de Mn_5Ge_3 . Los porcentajes del Mn y Ge de los puntos seleccionados son los siguientes

Tabla 6.1 Composición de la película RDE 350 grados de Mn y Ge

	Mn % Atómico	Ge % Atómico		Mn % Atómico	Ge % Atómico
1	62.95	37.05	Promedio	62.65	37.35
2	61.82	38.18	Mn/Ge Teórico	1.667	
3	63.32	36.68	Mn/Ge Real	1.678	
4	61.97	38.03			
5	61.33	38.67			
6	64.53	35.47			

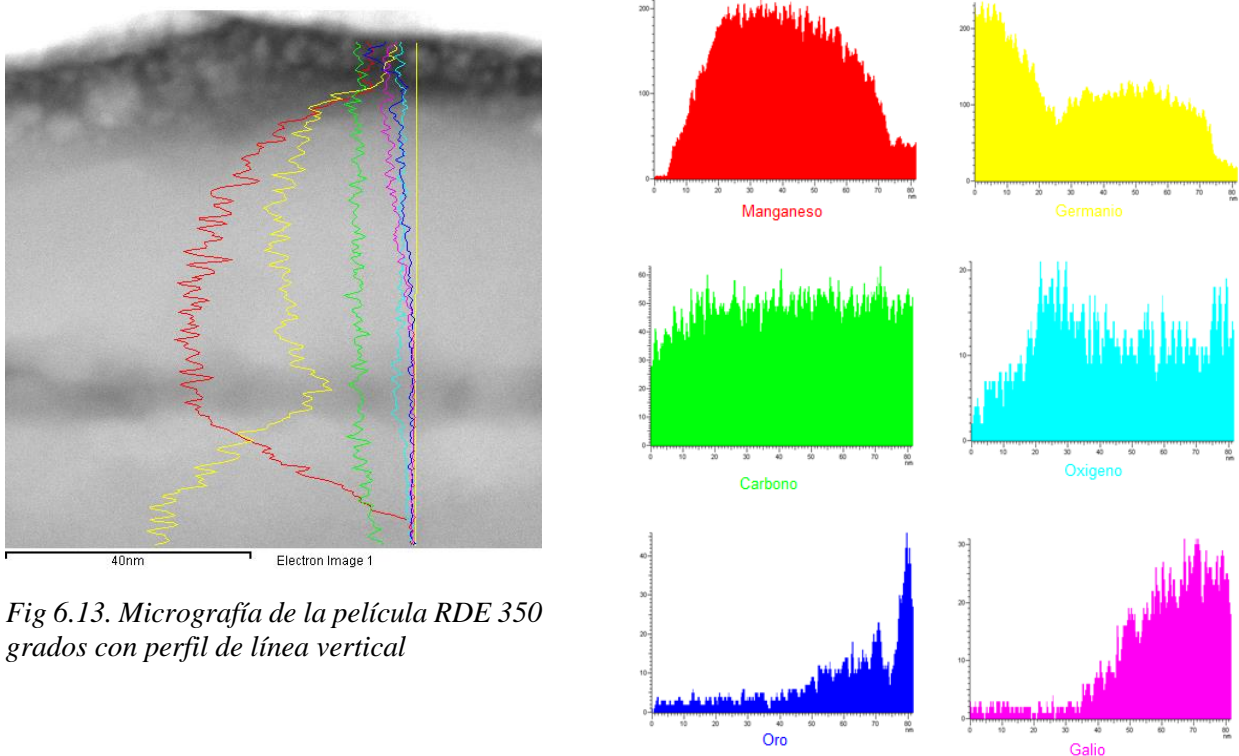


Fig 6.13. Micrografía de la película RDE 350 grados con perfil de línea vertical

Como podemos observar, por el perfil de línea vertical, en la zona oscurecida se aprecia lo que es el cambio, entre el sustrato de germanio a la película, por lo que podemos concluir que este oscurecimiento se debe a esfuerzos inducidos entre los parámetros de red del sustrato y la películas, los elementos como el carbono y el oxígeno se aprecian como una contaminación de manera uniforme, los elementos como el galio y el oro se encuentran presentes debido a la preparación de la película, por lo cual se incrementa su contenido en las partes externas de la película

6.6 Determinación de las relaciones epitaxiales

De la caracterización mediante del RHEED pudimos determinar los ejes de zona de la película que crecían sobre determinadas direcciones del sustrato, y comprobarlos mediante los patrones simulados, por medio del Carine, y esta información se puede utilizar para complementar la información del TEM

De esta micrografía tenemos importantes resultados, nos confirma el hecho de que la película tiene un crecimiento epitaxial, es decir que tiene un orden, y vemos la relaciones epitaxiales que se forman $\text{Ge}[110](001)// \text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_{0.6} [01\bar{1}](100)$ por el contraste en Z podemos determinar que este oscurecimiento es debido a los esfuerzos inducidos en la interface de la película con el sustrato, por lo cual se realizó un acercamiento en la zona de esfuerzos, para ver el acomodo de los átomos.

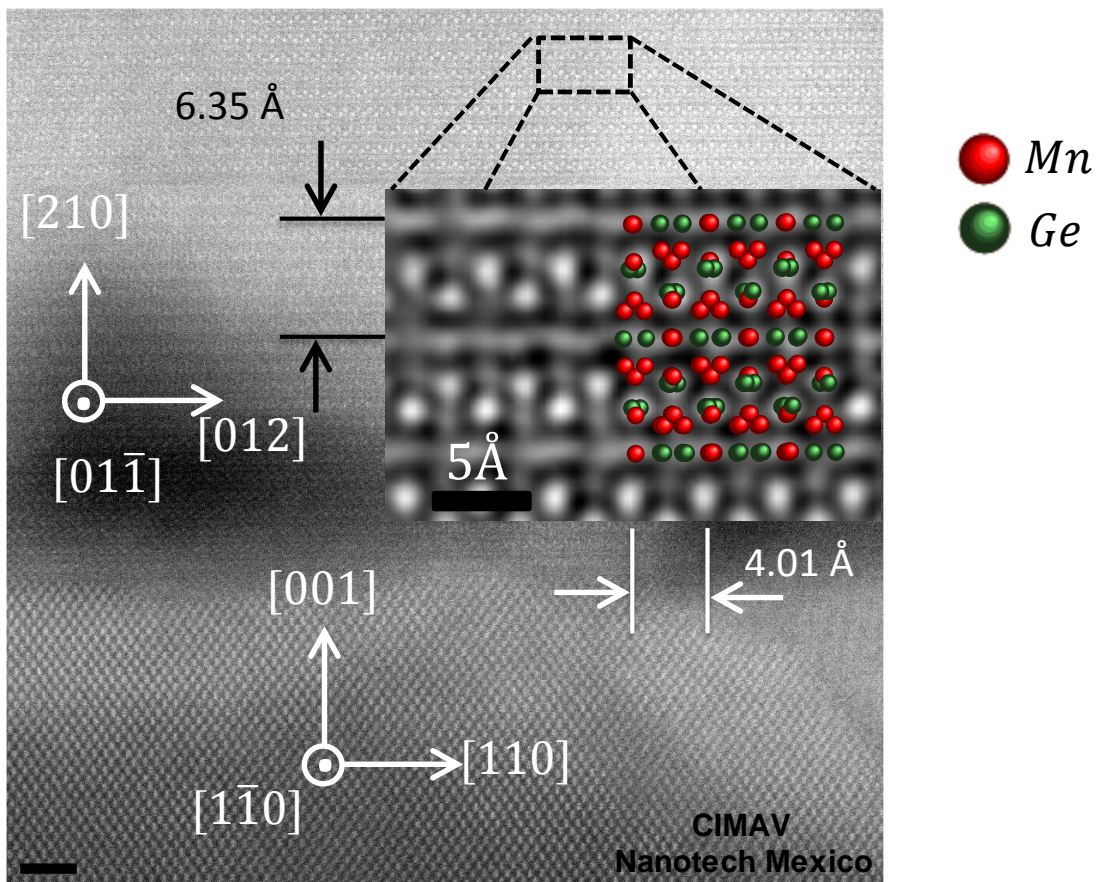


Fig.6.14 Micrografía de TEM la cual demuestra que es una película epitaxiada y sus relaciones epitaxiales también el ordenamiento en contraste Z de los núcleos de la película comparados con los reales

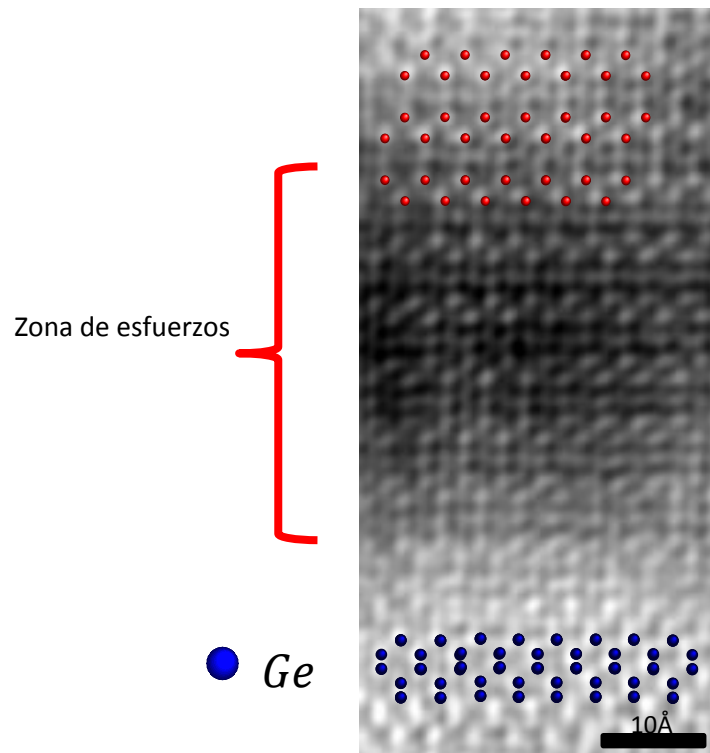


Fig 6.15 Micrografía de la zona de esfuerzos de la película RDE 350 grados

Del acercamiento podemos confirmar como se acomodan los átomos de la película sobre los del sustrato, de germanio (110) en azul, en la parte superior se encuentran los átomos de la película $Mn_5Ge_3C_{0.6}$ la misma que en la anterior a esta, solo que al multiplicar los átomos, con el Carine solo mostramos el plano superior para facilitar la visibilidad pero se encuentran presentes los mismos átomos y ordenamiento que en la sección ampliada de la figura posterior a esta.

6.7 Caracterización de las propiedades magnéticas

El objetivo principal de esta investigación es el incrementar la temperatura de Curie de películas de Mn_5Ge_3 mediante el dopaje con carbono al 0.6 de fracción molar para esto se realizaron las siguientes mediciones magnéticas, con un campo constante de 20 KOe y una temperatura inicial de 10K se fue incrementando la temperatura hasta una temperatura máxima de 400 grados centígrados de las diferentes muestras preparadas por SPE Y RDE a temperaturas de 350 450 y 550 grados centígrados hasta que estas perdieran su magnetización. Observando que las películas preparadas por el método de RDE poseen una

mayor magnetización, en la gráfica también podemos observar que ninguna de las películas preparadas alcanza a perder de todo su magnetización, a los 400°C la cual es la temperatura máxima del equipo de medición, pero podemos observar que la película preparada por el método de RDE a 350°C alcanzaría una mayor temperatura de Curie cercana a los 450K lo cual es consistente con el dopaje realizado además de que esta película, por difracción de rayos X fue la que reporto una mejor cristalinidad mostrando pocos picos y todos pertenecientes a la fase de Mn_5Ge_3 a excepción del pico del sustrato, las condiciones de depósito de esta película son.

- RDE 350 °C
 - Mn → 47 W rf,
 - Ge → 30 W rf
 - C → 33 W dc

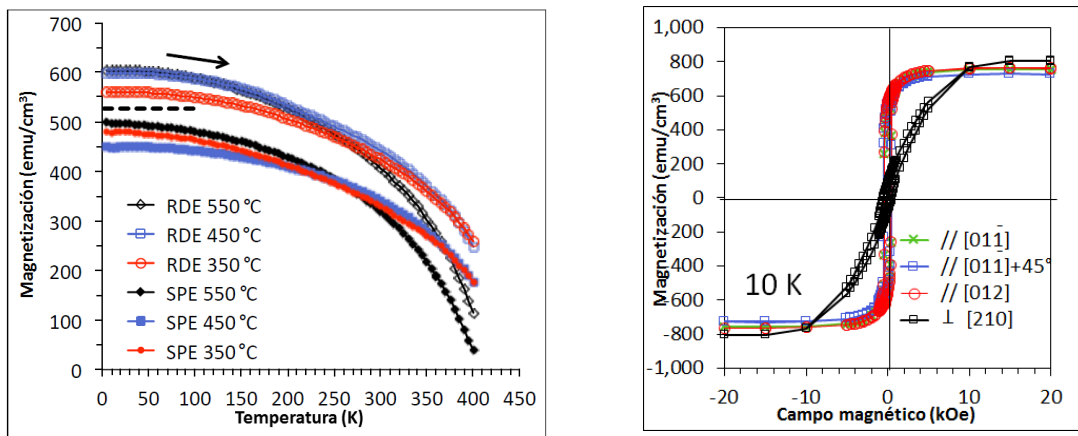


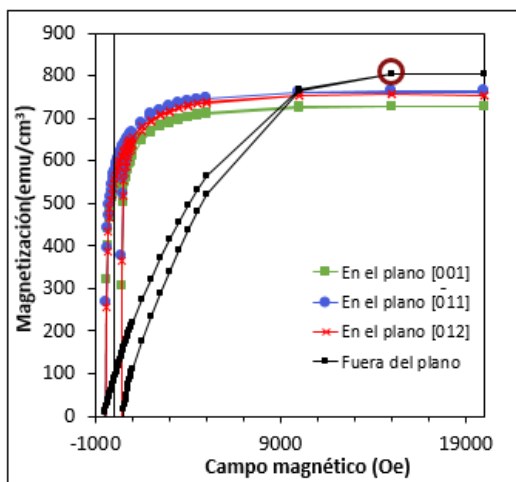
Fig. 6.16 Mediciones magnéticas A) determinar la temperatura de Curie B) Lazo de histéresis

El comportamiento de la gráfica de la Temperatura de Curie nos da también una confirmación de una película ferromagnética. Dado que la anisotropía es una de las propiedades fundamentales para el diseño de dispositivos electrónicos, y que además de que por microscopía electrónica habíamos determinado y RHEED habíamos determinado los ejes de zona como los planos del sustrato que son paralelos a la película podemos utilizar las direcciones conocidas del sustrato y usarlas para aplicar un campo magnético en estas direcciones y determinar los ejes de fácil y difícil magnetización de la película. Tomando la película de RDE a 350°C y midiendo sobre las direcciones de la película $[01\bar{1}]$ que es paralela

a la dirección $[1\bar{1}0]$ del sustrato en verde, a 45 grados de esta en azul y por ultimo a $[012]$ de la película que es paralela a la dirección $[110]$ del sustrato, también realizamos la medición perpendicular a plano de la película la dirección $[210]$ que se observa en negro, esta dirección se determinó como la dirección de difícil magnetización y con esto podemos confirmar que el eje de fácil magnetización de la película se encuentra en el plano de la película, además que la anisotropía de forma inducida por el hecho de que es una película se impone.

6.7.1 Determinar el valor de la anisotropía

Para determinar la anisotropía de la película, sabemos que posee una anisotropía uniaxial debido a que es una película hexagonal además de que se determinó el eje de fácil magnetización en el plano de la película y con esto podemos determinar el valor de la anisotropía usando el punto que alcanza la magnetización de saturación y el campo magnético necesario para esto en la dirección de difícil magnetización. Observamos que se obtuvo una anisotropía veinte veces mayor que la anisotropía del bulto, también es más del doble que la obtenida sobre Ge (111) con una gran ventaja de que al ser obtenida sobre Ge (001) y que este puede ser crecido sobre Si (001) sobre la que está basada tecnología convencional de la electrónica, además de que la técnica de erosión catódica la cual se utilizó en esta investigación es utilizada ampliamente en la industria de semiconductores, por lo cual tiene un futuro prometedor para ser incorporado en la industria.



Anisotropía Uniaxial

$$K_1 = HM_s/2$$

$$K_1 = 6.03 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3 \quad \text{Este trabajo}$$

$$K_1 = 2.66 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3 \quad \text{Ge(111)Mn}_5\text{Ge}_3$$

$$K_1 = 3 \times 10^5 \text{ erg/cm}^3 \quad \text{Mn}_5\text{Ge}_3 \text{ Bulto}$$

C → Eje de fácil magnetización en el plano

Anisotropía de forma debido al espesor de la película

Fig. 6.17 Determinación del valor de la constante de anisotropía

Capítulo 7 Conclusiones

Se ha logrado obtener películas continuas de $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_{0.6}$ por diferentes condiciones de depósito por los métodos de RDE y SPE con 0.6 de fracción molar $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_{0.6}$ se demostró la obtención de la fase de $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_{0.6}$ por medio de difracción de rayos X en las temperaturas de 350 450 y 550°C además de que se determinó por medio de espectroscopia de dispersión de energía la correcta composición de las películas determinando que la película con las mejores propiedades magnéticas y cristalinas fue la crecida mediante RDE a 350°C confirmado esto por difracción de rayos X y mediciones magnéticas bajo las siguientes condiciones de crecimiento.

- RDE 350 °C
 - Mn → 47 W rf,
 - Ge → 30 W rf
 - C → 33 W dc

Se demostró que son películas continuas por medio de microscopia de fuerza atómica con los siguientes valores de rugosidad. RMS=4.8nm Z=40nm

Se determinó mediante RHEED y TEM que las películas son epitaxiadas con una relación epitaxial:

- $\text{Ge}[110](001)//\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_{0.6}[01\bar{1}](100)$
- Se obtuvo un incremento de la T_C 450 K,
- Se obtuvo una magnetización de 805 emu/cm³
- Se obtuvo una anisotropía magnetocristalina $K_1 = 6.03 \times 10^6$ erg/cm³

La anisotropía obtenida es veinte veces mayor que la anisotropía del bulto y más de dos veces mayor que la que se ha reportado sobre Ge (111).

La obtención de una película continua de $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_{0.6}$ que es un material ferromagnético estable sobre un sustrato cubico como el Ge (001) y que este a si vez puede crecer sobre el Si (001) en el cual está basada la tecnología del silicio es un paso importante para lograr la inyección de una corriente polarizada sobre un semiconductor.

Trabajos citados

6.htm, <http://www.chem.qmw.ac.uk/surfaces/scc/scat1>. s.f.

A. Spiesser, F. Viot, L.-A. Michez, R. Hayn, S. Bertaina, L. Favre, M. Petit, and V. Le Thanh.

«Magnetic anisotropy in epitaxial Mn₅Ge₃ films.» *PHYSICAL REVIEW B (PRB)*, n° B 86, 035211 (2012).

A. Truong, A. O. Watanabe, T. Sekiguchi, P. A. Mortemousque, T. Sato, K. Ando, and K. M. Itoh.,

«Evidence of a perpendicular magnetocrystalline anisotropy in a Mn₅Ge₃.» *PHYSICAL REVIEW B (PRB)* 90, 224415 (2014).

Barry, Williams. David B. Carter C. *Transmission Electronic Microscopy*. 2009.

Beiser, Arthur. *CONCEPTS OF MODERN PHYSICS*. Tokyo: McGraw-Hill Book Company.

Kōgakusha, s.f.

Coey, J.M.D. *Magnetism and magnetic materials*. CAMBRIDGE: CAMBRIDGE UNIVERSITY PRESS, 2010.

Cullity, B. D. *X ray diffraction*. Nodre Dame, s.f.

Dang Duc Dung, Dorj Odkhuu, Le Thanh Vinh, Soon Cheol Hong, and Sunglae Cho. «Strain-induced modification in the magnetic properties of Mn₅Ge₃ thin films.» *JOURNAL OF APPLIED PHYSICS (J APPL PHYS)*

, n° 114, 073906 (2013).

Dietl T., Ohno H., Matsukura F., Cibert J, Zener. «Description of ferromagnetism in Zinc-Blend

Magnetic semiconductors.» *Science* 287 (951) (1988).

G. Binasch, P. Grünberg, F. Saurenbach, and W. Zinn,. *Phys. Rev. Lett*, n° B 39 2428 (1988).

Graham, B.D. Cullity C.D. *Introduction to magnetic materials*. Wiley, 2009.

http://gredos.usal.es/jspui/bitstream/10366/56071/1/PFC_MBE_RHEED.pdf. s.f.

<http://www.ceramicaycristal.com/Ciencia.htm>. s.f.

- Hummel, Rolf E. *Electronic properties of materials*. 2011.
- LeThanh, Sion F. Olive Mendez Lisa A.Michez Aurelie Spiesser Vinh. «Epitaxial growth of strained Mn₅Ge₃ nanoislands on Ge(001).» *Phys. Status Solidi (PSS)* 252, n° No. 8 (2015).
- M. Jamet, T. Devillers, I.-S. Yu, A. Barski, P. Bayle-Guillemaud, J. Rothman, V. Favre- Nicolin, S. Tardif, S. Cherifi, J. Cibert, L. Grenet, P. Noé, V. Calvo, J.-M. Hartmann, B. Rodmacq, S. Auffret and Y. Samson. *Int nanotechnology* volumen 7 (s.f.).
- M.N. Baibich, J.M. Broto, A. Fert, F. Nguyen van Dau, F. Petroff, P. Eitenne, G. Creuzet, A. Friederich, and J. Chazelas,. *Phys. Rev .Lett*, n° 61. 2472 (1998).
- Magn., M. Gajdzik C. Sürgers M. T. Kelemen and H. v. Löhneysen J. *Mag magn Mater*, n° 221 248 (2000).
- Margarit Hanbucken, Jean-Paul Deville. *Stress and Strain in Epitaxy: theoretical*. Fancia , October 1-7, 2000.
- Matthieu Petit, Minh Tuan Dau¹, Guillaume Monier, Lisa Michez, Xavier Barre, Aurelie Spiesser. «Carbon diffusion and reactivity in.» *Physica status solid*, (PSS) n° Phys. Status Solidi C 9, No. 6, 1374–1377 (2012) / DOI 10.1002/pssc.201□00448 (20 February 2012).
- Matthieu Petit, Minh Tuan Dau, Guillaume Monier, Lisa Michez, Xavier Barre, Aurelie Spiesser, Vinh Le Thanh, Alain Glachant, Cyril Coudreau, Luc Bideux, and Christine Robert-Goumet²⁰. n° Phys. Status Solidi C (PSS) 9, No. 6, 1374–1377 (2012) (February 2012).
- Morkoç., Mo Wu Y. I. Alivov Hadis. *High-k dielectrics and advanced channel concepts*. s.f.
- N. Stojilovic, S. V. Dordevic, Rongwei Hu, and C. Petrovic. «Effect of carbon doping on electronic transitions in Mn₅Ge₃.» *JOURNAL OF APPLIED PHYSICS*, (J APPL PHYS) n° 114, 053708 (2013).
- Neudeck, Gerold W. *El transistor bipolar* . Ed. Addison-Wesley Iberoamericana, 1994.
- Ohno H., Making Nonmagnetic Semiconductors Ferromagnetic. *Science* Vol 281 951 (1998).

- Pouchet, I. Slipukhina E. Arras Ph. Mavropoulos P. «Simulation of the enhanced Curie temperature in Mn₅Ge₃C_x compounds.» *APPLIED PHYSICS LETTERS (APL)*, n° 94, 192505 (2009).
- S. F. Olive Mendez, V. Le Thanh, I. Ozerov, S. Ferrero, C. Coudreau, J.-L. Lazzari, F. Arnaud d'Avitaya, L. Ravel, P. Boivin. *Thin solid films*, n° 515 6501 (2007).
- S. M. Pietralunga^{1(a)}, M. Fer^é, M. Lanata, D. Piccinin, G. Radn^óczy², F. Misj[´]ak, A. Lamperti, M. Martinelli and P. M. Ossi. November 2009.
- S. Olive Mendez, V. Le Thanh, A. Ranguis, J. Derrien. *Applied Surface Science (Appl. Surf. Sci)*, n° 254 6040 (2008).
- S. Olive-Mendez, A. Spiesser, L.A. Michez, V. Le Thanh, A. Glachant, J. Derrien, T. Devillers, A. Barski, M. Jamet. *Thin Solid Films*, n° 157 191 (2008).
- Sion F. Olive Mendez, Lisa A. Michez¹, Aurélie Spiesser, and Vinh Le Thanh. «Epitaxial growth of strained Mn₅Ge₃.» *Physica status solidi*, n° Phys. Status Solidi B 252, No. 8, 1854–1859 (2015) / DOI 10.1002/pssb.201451747 (Received 13 December 2014, revised 24 February 2015, accepted 26 February 2015).
- Smereka, Arvind Baskaran and Peter. *JOURNAL OF APPLIED PHYSICS*, (J. Appl. Phys). n° 111, 044321 (2012).
- Vinh Le Thanh, Aurélie Spiesser, Minh-Tuan Dau, Sion F Olive-Mendez,. 30 September 2013 IOP Science.
- Vinh Le Thanh, Aurélie Spiesser, Minh-Tuan Dau, Sion F Olive-Mendez,. «An unusual phenomenon of surface reaction.» *New Journal of Physics*, n° doi:10.1088/1367-2630/14/10/103020 (Received 30 July 2012).
- Weitering, Changgan Zeng S. C. Erwin L. C. Feldman A. P. Li and R. Jin Y. Song J. R. Thompson and H. H. «Epitaxial ferromagnetic Mn₅Ge₃ on Ge (111).» *APPLIED PHYSICS LETTERS (Appl. Phys. Lett)* VOLUME 83, n° NUMBER 24 (15 DECEMBER 2003).

Yu, Hui Ye and Jinzhong. «Germanium epitaxy on silicon.» *IOP SCIENCE*, n° doi:10.1088/1468-

6996/15/2/024601 (Received 28 August 2013): 10.

Zutic, Evgeny Y Tsymbal Igor. *Hand book of spin transport and magnetism*. CRC Press, 2012.

