



République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université de Labri Tébessi –Tébessa-



Faculté des Sciences Exactes et des Sciences de la Nature et de la Vie

Département : Sciences de la matière

MEMOIRE DE MASTER

Domaine: Sciences de la matière

Filière: Physique

Option: Physique des matériaux et ces applications

Thème:

L'influence de la variation de l'épaisseur de la couche d'argent sur les propriétés structurales de la couche mince de fer déposé par la technique MBE sur le substrat MgO (001)

Présenté par :

Souad SARI

Hanane ZAGHDOUD

Devant le jury:

Président:	Fella BENMAKHOUF	Pr	Université de Tébessa
Rapporteur:	Radhia BOUKHALFA	MCB	Université de Tébessa
Examineur:	Abdelhamid FERDI	MCB	Université de Tébessa

Date de soutenance: 23/05/2017



République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université de Labri Tébessi –Tébessa-



Faculté des Sciences Exactes et des Sciences de la Nature et de la Vie

Département : Sciences de la matière

MEMOIRE DE MASTER

Domaine: Sciences de la matière

Filière: Physique

Option: Physique des matériaux et ces applications



Thème:

L'influence de la variation de l'épaisseur de la couche d'argent sur les propriétés structurales de la couche mince de fer déposé par la technique MBE sur le substrat MgO (001)

Présenté par :

Souad SARI

Hanane ZAGHDOUD

Devant le jury:

Président:	Fella BENMAKHOUF	Pr	Université de Tébessa
Rapporteur:	Radhia BOUKHALFA	MCB	Université de Tébessa
Examineur:	Abdelhamid FERDI	MCB	Université de Tébessa

Date de soutenance: 23/05/2017

Note : *17,00*

Mention : ... *très bien*

Déclaration sur l'honneur de non-plagiat
(à joindre obligatoirement au mémoire, remplie et signée)



Je soussigné(e),

Nom, Prénom : Leghdoud Hanane / Savissouad

Régulièrement inscrit(e) en **Master** au département : sciences de la matière

N° de carte d'étudiant : 4027022/12 / 4019623/12

Année universitaire : 2016/2017

Domaine : sciences de la matière

Filière : physique

Spécialité : physique des matériaux et ses applications

Intitulé du mémoire : L'influence de la variation de l'épaisseur de la couche d'argent sur les propriétés structurales de la couche mince de fer déposée par la technique MBE sur le substrat MgO (001)

Atteste que mon mémoire est un travail original et que toutes les sources utilisées ont été indiquées dans leur totalité. Je certifie également que je n'ai ni recopié ni utilisé des idées ou des formulations tirées d'un ouvrage, article ou mémoire, en version imprimée ou électronique, sans mentionner précisément leur origine et que les citations intégrales sont signalées entre guillemets.

Sanctions en cas de plagiat prouvé :

L'étudiant sera convoqué devant le conseil de discipline, les sanctions prévues selon la gravité du plagiat sont :

- L'annulation du mémoire avec possibilité de le refaire sur un sujet différent ;
- L'exclusion d'une année du master ;
- L'exclusion définitive.

Fait à Tébessa, le 04.06.2017

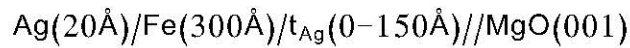
Signature de l'étudiant(e) :



ملخص

ملخص

الهدف من هذا العمل هو دراسة تأثير سمك طبقة عازلة من مادة الفضة ذات سمك متغير 150\AA و 50\AA و 100\AA ، على الخصائص البنيوية لطبقة مغناطيسية من الحديد ذات سمك ثابت يساوي (300\AA) ، ولتحقيق هذا الهدف، تم القيام بتحضير أربع عينات من الشرائح الرقيقة Fe/Ag بطريقة الترسيب الموجه بالقذف الجزئي على مسند أحادي التبلور $(001)\text{MgO}$ ، الفرق الوحيد بين هذه العينات هو سمك الطبقة العازلة $t_{\text{Ag}}(\text{\AA})$ وبالتالي تكون لدينا الصيغة التالية:



تمت دراسة الخصائص البنيوية لهذه العينات بواسطة انعراج الأشعة السينية، فمن خلال تحليل أطرافها، تمكنا من استنتاج العلاقة بين سمك الطبقة العازلة وكل من: ثابت الشبكة البلورية للطبقة الرقيقة للحديد ، البعد البيني بين المستويات البلورية، حجم الحبيبات، التشوه وبالتالي تضاريس الأسطح.

من خلال مقارنة النتائج التجريبية بالقيم النظرية للثوابت السابقة، استنتجنا أن الخصائص الفيزيائية للطبقة الرقيقة للحديد تتعلق أو بالأحرى تتغير في كل مرة بتغير سمك الطبقة العازلة للفضة.

الكلمات المفتاحية

حديد، فضة، طبقة عازلة، الترسيب الموجه بالقذف الجزئي، حجم الحبيبات، التشوه، البعد البيني بين المستويات البلورية، ثابت الشبكة البلورية، التضاريس و المسند.



Abstract

ABSTRACT

The objective of this work was to study the thickness effect of a silver insulating layer (buffer) with a variable thickness (0Å, 50Å, 100Å and 150Å) on the structural properties of a magnetic iron layer with a fixed thickness (300 Å), and to achieve this objective , four Fe / Ag thin film samples were prepared using the molecular beam epitaxy technique on MgO (001) single crystalline substrate, the only difference between these samples is the thickness of the buffer layer t_{Ag} (Å), so we have the following formulation:



The structural characteristics of these samples were studied by X-ray diffraction, through analysis of these spectra; we have deduced the relationship between the thickness of the buffer layer and each of: the lattice parameter of the layer thin iron, interréculaire distance, grain size, deformation and therefore topography of surfaces.

By comparing the experimental results with theoretical quantities of the previous constants, we concluded that the physical properties of the thin layer of iron or rather related change each time the thickness of the insulating layer of silver changed.

Key words:

Iron, silver, buffer layer, the molecular beam epitaxy, the grain size, the deformation, the interréculaire distance, crystalline lattice parameter, roughness and the substrate.

Résumé

RESUME

L'objectif de ce travail est d'étudier l'effet de l'épaisseur de la couche isolante (tampon) d'argent qui a une épaisseur variable (0Å, 50Å, 100Å et 150 Å) sur les caractéristiques structurales d'une couche magnétique de fer avec une épaisseur fixée à (300 Å), et pour atteindre cet objectif, nous avons étudié quatre échantillons de couches minces Fe / Ag qui ont été préparée par la technique d'épithaxie par jet moléculaire sur un substrat monocristallin MgO (001), la seule différence entre ces quatre échantillons est l'épaisseur de la couche isolante t_{Ag} (Å), suivant cette formule:

$$Ag (20\text{Å}) / Fe (300\text{Å}) / t_{Ag} (0-150\text{Å}) // MgO (001).$$

Les caractéristiques structurales de ces échantillons ont été étudiés par la diffraction des rayons X, à travers l'analyse de ces spectres, nous avons pu déduire la relation entre l'épaisseur de la couche isolante et chacun des: le paramètre de maille de la couche mince de Fer, la distance interréticulaire, la taille des grains, la déformation et donc la topographie de surfaces.

Par la comparaison des résultats expérimentaux avec les grandeurs théoriques des constantes précédentes, Nous avons conclu que, les propriétés physiques de la couche mince de fer changent à chaque fois que l'épaisseur de la couche isolante d'argent varie.

Mots clés:

Fer, Argent, couche isolante, l'épithaxie par jet moléculaire, la taille des grains, la déformation, la distance interréticulaire, paramètre de maille cristallin, la rugosité et le substrat.



Dédicaces

Dédicace

Je dédie ce mémoire :

*A mes chers parents : mon père **Salah** et Ma mère **chorfi Mahnia***

Pour leur patience, leur amour, leur soutien et leurs encouragements.

Aucune dédicace ne saurait exprimer mes sentiments, que dieu te préserve et te procure santé et longue vie.

*A mes grandes mères: **rebaia** et **safia***

*A mes frères: **Mourad, Issam, Hicham** et **Abdelhakim***

Qui vie loin de nos yeux mes prés de notre cœur entouré de l'amour.

*A mes sœurs: **Nadia, Mounia***

Qu'ils trouvent dans ce travail le fruit de leur soutiens et encouragement.

Une spéciale dédicace à une personne qui a été très paternaliste avec moi:

Nassima chorfi.

Je tiens à dédier ce travail et remercier du fond du cœur à mes amis:

Hanane, Noussayba, Zina, Abir, Sabrina

A ma famille et à tous ceux qui ont l'amour d'apprendre.

The logo for 'SARI SOUAD' is located in the bottom right corner. It features the words 'SARI' and 'SOUAD' stacked vertically in a bold, blue, stylized font with a white outline and a slight shadow effect.

Dédicace

*Je dédie ce travail en signe de respect et de reconnaissance :
A mes chers parents pour leur affection et leur amour
Que dieu les garde et les protège
A mes frères : Farouk, Riad, Mohammed
Pour son encouragement et son soutien
A ma chères Meriem
A mes amis et à tous mes collègues,
Et aussi à tous ceux qui me sont chers et proches*

Merci (H. Zaghdoud)



Remerciements

Remerciement

Premièrement, nous remercions **ALLAH** le tout puissant de nous avoir accordé la volonté et le courage pour réaliser notre mémoire.

Ce travail a été effectué sous la direction de madame **Boukhalfa Radhia**, au laboratoire de physique du solide et magnétisme de l'Université Catholique de Leuven (Belgique) sous la responsabilité du professeur **Chamam.F.**

Nous exprimons nos remerciements les plus sincères à notre directeur de mémoire Madame **Boukhalfa Radhia**, docteur à l'université de Tébessa, de nous avoir guidé intelligemment tout au long de notre travail et pour le temps qu'elle a consacré pour ce travail de mémoire. Merci pour son soutien permanent et la confiance qu'elle nous avons accordée. Et sa patience et aussi ces encouragements m'ont permis de travailler dans les meilleures conditions. Nous exprimons nos remerciements les plus sincères à madame **Fella Benmakhlouf**, professeur à l'université de Tébessa, pour avoir accepté d'être président de notre jury.

Nous remercions vivement Monsieur **Ferdi Abdelhamid**, maître de conférence A pour avoir accepté d'examiner ce travail, et de faire partie de ce jury.

Enfin, nous exprimons nos reconnaissances à toute personne qui a contribué au bon déroulement de notre projet.



Table des matières

Table des matières

ملخص.....	I
Abstract.....	II
Résumé.....	III
Dédicace.....	IV
Remerciement.....	VI
Table des matières.....	VII
Liste des tableaux.....	X
Liste des figures.....	XI
Liste des symboles.....	XII
Introduction générale.....	1
Chapitre I :	Généralité
I.1. introduction.....	3
I.2.les nanomatériaux.....	3
I.2.1. Définition.....	3
I.2.2.classification des nanomatériaux.....	3
I.3. les couches minces.....	4
I.3.1. Définition d'une couche mince.....	4
I.3.2. l'épitaxie.....	4
I.3.2.1. définition.....	4
I.3.2.2. les différentes techniques d'épitaxie.....	5
I.3.2.2.1. l'épitaxie en phase vapeur.....	5
I.3.2.2.2. l'épitaxie en phase liquide.....	5
I.3.2.2.3. l'épitaxie par jet moléculaire.....	5
I.3.2.3. mécanisme de croissance par épitaxie.....	6
I.3.2.4. type de croissance épitaxie.....	7
I.3.2.5. effet de croissance sur la morphologie des films.....	7
I.4. les paramètres influent sur le mode de croissance.....	8
I.4.1. l'effet de type et de température de substrat.....	8
I.4.2. l'effet de la couche tampon.....	8
I.5. applications des couches minces.....	9
I.6. conclusion.....	9

Chapitre II :		Technique d'élaboration et de caractérisation	
II.1.	introduction.....		10
II.2.	techniques d'élaboration.....		10
II.3.	dépôts physiques en phase vapeur.....		10
	II.3.1. l'épitaxie par jets moléculaire.....		10
	II.3.1.1. descriptif.....		10
	II.3.1.2. principe de croissance.....		12
	II.3.1.3. les avantages de la technique EJM.....		12
II.4.	la caractérisation structurale par la diffraction du rayon X.....		13
	II.4.1. appareillage.....		13
	II.4.2. principe de la technique DRX.....		13
	II.4.3. les différentes modes de la DRX.....		14
	II.4.3.1. balayage $-\omega$ (Rocking Scan).....		14
	II.4.3.2. balayage $\theta-2\theta$		14
	II.4.3.2.1. diffraction aux petits angles.....		15
	II.4.3.2.2. diffraction aux grands angles.....		15
	A. détermination du paramètre de maille.....		15
	B. détermination du désaccord de maille.....		15
	C. détermination des contraintes.....		16
	D. détermination de la taille des grains.....		17
II.5.	élaborations des échantillons.....		18
	II.5.1. élaboration de substrat.....		18
	II.5.2. élaboration et croissance des couches.....		19
	II.5.2.1. la couche tampon d'argent.....		19
	II.5.2.2. la couche magnétique de fer.....		19
	II.5.3. la formule finale des échantillons.....		20
II.6.	conclusion.....		20
Chapitre III:		Résultats et discussion	
III.1.	introduction.....		22
III.2.	l'analyse des graphes de diffraction des rayons X.....		22
	III.2.1. la diffraction aux petits angles.....		22
	III.2.2. Rocking Scan.....		23
	III.2.3. la diffraction aux grands angles.....		25
	III.2.4. détermination des paramètres de maille.....		27
	III.2.5. détermination de désaccord de maille et la déformation.....		29

III.2.6. détermination de la taille des grains.....	31
III.3. conclusion.....	32
<i>Conclusion générales.....</i>	<i>33</i>
<i>Bibliographie.....</i>	<i>35</i>



Liste des tableaux

Liste des tableaux

Tableau N°	Titre de tableau	Page
III-01	Les valeurs expérimentales des positions des pics de Bragg pour (MgO, Ag, Fe).	26
III-02	Les distances interréticulaire de dépouillement.	27
III-03	Les paramètres de maille de MgO (200), Ag (200) et Fe (200).	28
III-04	Les valeurs de désaccords de mailles.	30
III-05	Largeur à mi-hauteur gauche et droite, la taille des grains pour Fe(200) en fonction de l'épaisseur de la couche d'Ag.	31



Liste des figures

Liste des figures

Figure	Titre de figure	Page
I-01	Type de nanomatériaux répertoriés en fonction de la dimension de la phase ou des phases nanométriques.	4
I-02	Illustration schématique des différent processus de croissance par EJM.	6
I-03	Classification des différents modes de croissance: (a) croissance 3D par la formation d'ilots (Volmer –Weber), (b) Croissance 2D couche par couche (Frank-Van der Merwe), et (c) Croissance 2D puis 3D (Stranski-Krastanov).	7
II-01	Sas d'introduction des échantillons dans le bâti d'EJM.	11
II-02	Principe de la technique DRX.	14
II-03	Illustration montrant la définition de β à partir de la courbe de diffraction des rayons X.	17
II-04	(a) Structure cristalline du plan (001) du MgO, (b) Schéma du cristal de MgO.	18
II-05	Schéma du cristal de Fe.	20
III-01	Spectre de rayons X aux petits angles.	23
III-02	Spectre de Rocking Scan.	24
III-03	La dépendance du rapport d'intensité avec l'épaisseur t_{Ag} (Å).	24
III-04	Spectre de rayons X aux grands angles.	25
III-05	Comparaison entre les valeurs expérimentale et théorique du paramètre de maille de la couche de Fe.	29
III-06	La variation des valeurs de la déformation et le rapport de paramètre de maille avec l'épaisseur de la couche tampon d'argent.	30
III-07	La taille de grain de la couche de Fe pour les épaisseurs (0Å-150Å).	32



Liste des symboles

Liste des symboles

cfc	Cubique a face centré.
cc	Cubique centré.
DRX	Diffraction de rayon X.
θ	Angle de diffraction.
d_{hkl}	La distance inter réticulaire.
n	Ordre de réflexion.
hkl	Les plans atomiques.
a	Paramètre de maille.
D	La taille de cristallites (grains).
β	Largeur a mi-hauteur.
$\Delta a/a$	Désaccords des mailles.
ε	La déformation.
t_{Ag}	L'épaisseur de la couche tampon.
Ib/ Ip	Rapport d'intensité.
UHV	Ultra haute vide.
PVD	Dépôt physique en phase vapeur.
CVD	Dépôt chimique en phase vapeur.
REED	Diffraction d'électrons de haute énergie.
LEED	Diffraction d'électrons a une faible énergie.
XPS	Spectrométrie de photoélectrons X.



Introduction générale

Introduction générale

Les nanosciences, les nanotechnologies et les nanomatériaux sont actuellement en plein essor et constituent un domaine transversal entre la physique, la chimie et bien d'autres domaines. La nano structuration des semi-conducteurs permet l'obtention des tailles réduites susceptibles de leur attribuer de nouvelles propriétés (physiques, électroniques, magnétiques, optiques...) par comparaison à celles du matériau massif [1]. Les nanomatériaux sont ceux qui possèdent au moins une dimension de l'ordre du nano mètre. Ils se présentent sous la forme de nanoparticules (0D), de nano fils / nano rubans / nanotubes (1D), ou encore de couches minces nanométriques (2D). Les propriétés physiques des nanomatériaux diffèrent de celles des matériaux massifs ce qui fait d'eux des objets très intéressants à étudier d'un point de vue fondamental et très attractifs dans le domaine des applications technologiques [2].

L'élaboration de matériaux sous la forme de couches minces présente un intérêt majeur dans des domaines d'applications très variés. Les matériaux élaborés sous la forme de couches minces possèdent en particulier des propriétés physiques différentes en de nombreux points de celles des matériaux massifs [3].

L'intérêt des couches minces provient essentiellement de l'utilisation économique des matériaux en rapport avec les propriétés physiques et la simplicité des technologies mises en œuvre pour leur réalisation. Cependant, les propriétés de ces films que se soient structurales, électriques, optiques, magnétiques ou chimiques sont très liées aussi bien aux méthodes de déposition qu'aux conditions expérimentales de dépôt [4].

Les propriétés d'un film mince dépendent d'une quantité importante de paramètres : nature, composition, microstructure, qui eux-mêmes sont liés au procédé de dépôt utilisé. Ainsi, les techniques de dépôt de films minces se sont de plus en plus développées et améliorées à mesure que les exigences en matière de nouveaux matériaux augmentaient. Le choix d'un procédé va donc dépendre d'un cahier des charges bien précis, prenant en compte tant le matériau à déposer, que le substrat à recouvrir [5].

Ce travail concernent la compréhension des mécanismes de croissance cristalline et d'orientation cristallographique au sein de couches minces Fe/Ag élaborés à partir du technique d'épitaxie par jets moléculaires (en réalité, jet atomiques).

L'épitaxie est une relation d'ordre cristallin entre un matériau support et un matériau déposé sur ce support. L'épitaxie par jets moléculaires, ou MBE en anglais, est une méthode de croissance en ultravide qui consiste à faire croître sur un substrat une couche monocristalline par interaction des jets moléculaires (ou atomiques) de éléments composant le cristal, permettant de contrôler la croissance épitaxiale de films d'épaisseur nanométrique.

Le plan de ce mémoire sera réparti à trois chapitres comme suit:

- ❖ *Dans le premier chapitre*, nous résumons quelque rappel sur les nanomatériaux, l'épitaxie et les couches minces, et leurs applications.
- ❖ *Dans deuxième chapitre*, nous rappelons une description du bâti ultravide de la technique d'épitaxie par jets moléculaires, et le principe de la technique de caractérisation utilisée pour étudier la structure de la croissance des échantillons, et enfin, nous présentons comment élaboré notre échantillons
- ❖ *Dans le troisième et dernier chapitre*, nous présentons les résultats obtenus expérimentalement et les comparer avec les données théoriques.

Enfin, nous avons terminé ce mémoire par une conclusion générale.

Chapitre I

Généralités sur les couches minces

I.1. INTRODUCTION

Les technologies basées sur l'exploitation des propriétés spécifiques des couches, dites minces, se sont fortement développées à la fin du 20ème siècle et sont devenues l'une des voies les plus importantes de progrès tant en ce qui concerne la compréhension théorique des propriétés de la matière condensée que la miniaturisation ou le développement de nouveaux capteurs, dont la réalisation ne pourrait se faire sans cette technologie. C'est pour cela que nous porterons dans ce chapitre un grand intérêt aux couches minces, dans le seul objectif de comprendre ces derniers pour pouvoir réaliser un travail optimal dans ce mémoire [6].

I. 2. LES NANOMATERIAUX

I.2.1. DEFINITION

Les nanomatériaux, comme l'indique leur nom, sont constitués par des particules dont la taille peut être comprise entre quelques nanomètres et 100 nm. Pour obtenir des matériaux de taille nanométriques, plusieurs méthodes ont déjà été développées. Selon la nature et la forme du matériau recherché, on a recours à des méthodes physiques, chimiques ou même biologiques. L'élaboration, l'étude et la manipulation de ce type de matériaux s'inscrit dans un domaine tout à fait nouveau appelé : Les nanotechnologies [7].

Les nanomatériaux possèdent des propriétés biologiques, physiques et chimiques remarquables, ces propriétés pouvaient être différentes et meilleures que celles des matériaux d'origine. La richesse de ces propriétés et leurs diversités ouvrent des perspectives inégalées du point de vue des concepts fondamentaux. Les applications sont nombreuses tant dans le domaine des nanotechnologies, que dans celui de l'environnement et de l'industrie pharmaceutique [8].

I.2.2. CLASSIFICATION DES NANOMATERIAUX

Il est possible de reprendre la classification suivante des matériaux nanocristallins selon leur dimension (figure I.1) [9]:

- a) **Matériaux de dimension 0:** matériaux sous forme dispersée, aléatoire ou organisée, comme dans les cristaux colloïdaux pour l'optique ou les fluides magnétiques,
- b) **Matériaux de dimension 1:** matériaux sous forme de nano fils ou de nanotubes.
- c) **Matériaux de dimension 2:** matériaux sous forme de couche mince.

d) **Matériaux de dimension 3:** matériaux sous forme compacte.

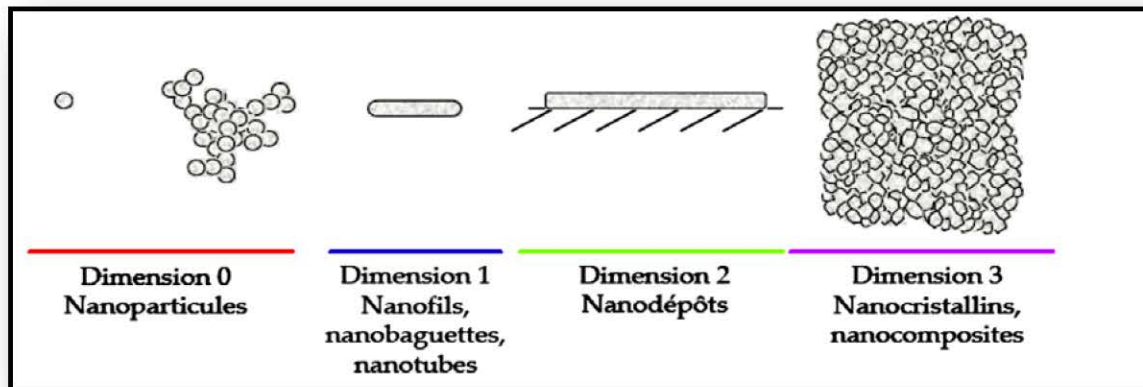


Figure I.1: Types de nanomatériaux répertoriés en fonction de la dimension de la phase ou des phases nanométriques.

I.3. LES COUCHES MINCES

I.3.1. DEFINITION D'UNE COUCHE MINCE

Une couche mince d'un matériau donné est un élément de ce matériau dont l'une des dimensions qu'on appelle l'épaisseur a été fortement réduite de telle sorte qu'elle s'exprime en Angstrom. La différence essentielle entre le matériau à l'état massif et celui en couches minces est liée au fait que dans l'état massif on néglige généralement, avec raison, le rôle des limites dans les propriétés, tandis que dans une couche mince ce sont au contraire les effets liés aux surfaces limites qui sont prépondérants. Il est assez évident que plus l'épaisseur n'est faible et plus cet effet de bidimensionnelle n'est important. Lorsque l'épaisseur d'une couche mince dépasse un certain seuil l'effet d'épaisseur devient minime et le matériau retrouve les propriétés bien connues du matériau massif [10].

I.3.2. L'EPITAXIE

I.3.2.1. DEFINITION

Le terme épitaxie vient du grec "*épi*" qui signifie "dessus" et "*taxi*" qui signifie "de manière similaire" ou "ordre". Donc l'épitaxie veut dire "ordre par-dessus" [11]. La définition du mot épitaxie est variable mais généralement elle est défini comme la formation d'un cristal unique sur un substrat monocristallin elle est utilisée dans la formation des structures en couches minces de haute qualité ainsi que la fabrication des composants électroniques [12].

I.3.2.2. LES DIFFERENTES TECHNIQUES D'EPITAXIE

On distingue trois différentes techniques d'épithaxie :

- ❖ L'épithaxie en phase vapeur (VPE ou CVD pour Chemical VaporDeposition).
- ❖ L'épithaxie en phase liquide (LPE pour Liquid Phase Epitaxy).
- ❖ L'épithaxie par jet moléculaire (MBE pour MolecularBeam Epitaxy).

I.3.2.2.1. L'EPITAXIE EN PHASE VAPEUR

L'épithaxie en phase vapeur est une technique de croissance où les espèces réactives sont transportées sous forme gazeuse à la surface d'un substrat. Cette technique permet d'obtenir des couches homogènes et de contrôler la croissance ainsi que le dopage de type n et p pour les semi-conducteurs. Dans ce type d'épithaxie, l'espèce à cristalliser parvient dans la zone de condensation, sous forme gazeuse ; soit élémentaire ou bien composée [12].

I.3.2.2.2. L'EPITAXIE EN PHASE LIQUIDE

L'épithaxie en phase liquide consiste à faire croître un cristal par la mise en contact d'un substrat et d'une source liquide d'espèce réactive sous une pression atmosphérique normale et en équilibre thermodynamique, qui conduit à la suite à la formation d'une couche cristalline de même nature ou de réseau cristallin très voisin à celui de substrat (sous orientation cristalline dépend du substrat). Elle est principalement utilisée pour les semi-conducteurs binaires, ternaires et quaternaires. Elle présente l'avantage d'un faible coût et d'un appareillage simple [12].

I.3.2.2.3. L'EPITAXIE PAR JET MOLECULAIRE

Le principe des dépôts est très simple : il suffit d'évaporer le matériau que l'on veut déposer en le chauffant par effet joule (fil résistif), par rayonnement (cellule de Knudsen) ou par bombardement électronique (canon à électrons). En outre, sous UHV, et à basse température [13]. La technique MBE (MolecularBeamEpitaxiel) est une technique qui permet de réaliser des dépôts monocristallins. Cette technique a été développée pour la croissance des semi-conducteurs (Si, GaAs, CdTe, ZnSe, ...).

I.3.2.3. MECANISME DE CROISSANCE PAR EPITAXIE

Lors d'une croissance par épitaxie, les jets moléculaires évaporés sont dirigés sur la surface du substrat lequel est à une température appropriée pour l'épitaxie. Le schéma de la figure I.2 illustre le principe de fonctionnement de l'épitaxie.

En général, une partie de l'énergie des particules (atomes ou molécules) est perdue au moment de frapper la surface ce qui fait qu'elles restent temporairement adsorbées. Le temps d'adsorption dépend de la température à laquelle se trouve la surface. Il peut être très court si la température est très élevée, mais il est suffisamment long à la température d'épitaxie de manière à ce que les atomes restent collés à la surface. Les atomes qui ne sont pas accommodés de cette façon contiennent un certain excès d'énergie. Dû à cet excès d'énergie ils peuvent bouger sur la surface à une distance x du point d'incidence pour chercher un site favorable d'incorporation. Nucleus soit ils vont s'incorporer au bord d'une marche déjà existante. Eventuellement ils peuvent être désorbés.

La formation de nucleus continue jusqu'à une densité critique où la distance entre eux devient courte, égale ou inférieure à la longueur de diffusion des constituants en surface. A ce point, les nouveaux atomes arrivant à la surface vont rejoindre plutôt les nucleus déjà formés pour donner lieu à des îlots en arrêtant donc la formation de nucleus. Les îlots continuent à s'agrandir jusqu'à coalescer pour former une couche épitaxiale par trois mode de croissance (figure I.3). Le processus de croissance d'une couche est ainsi successivement répété pour donner lieu à un film. Ce processus de croissance peut être résumé dans les étapes suivantes [14]:

- ❖ Nucléation,
- ❖ formation d'îlots,
- ❖ coalescence d'îlots,
- ❖ formation d'une couche cohérente.

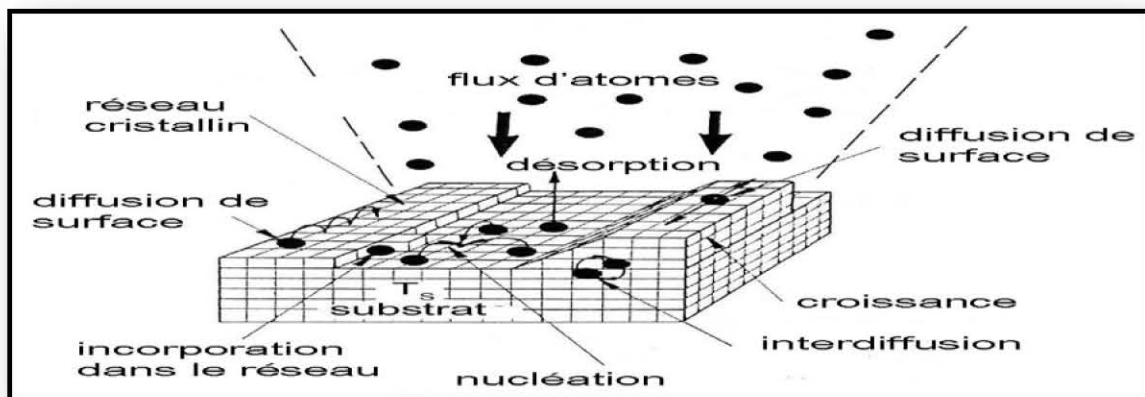


Figure I.2 : Illustration schématique des processus de croissance par épitaxie [15].

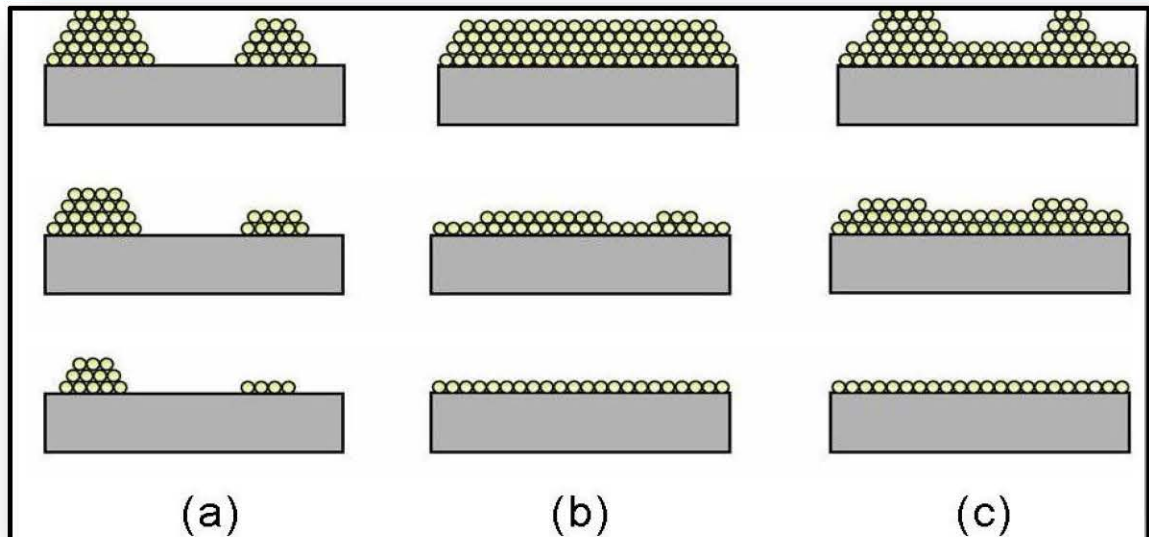


Figure I.3: Classification des différents modes de croissance : (a) croissance 3D par la formation d'îlots (Volmer-Weber), (b) croissance 2D couche par couche (Frank-van der Merwe), (c) croissance 2D puis 3D (Stranski-Krastanov) [15].

I.3.2.4. TYPE DE CROISSANCE EPITAXIE

Dans la croissance épitaxiale, l'arrangement des atomes de la couche déposée dépend de la structure cristalline du substrat, ce qui est divisée en deux types :

- ❖ La croissance homoépitaxiale (la couche est de même nature chimique que le substrat monocristallin).
- ❖ La croissance hétéroépitaxiale (la couche est de nature chimique différente du substrat monocristallin) [16,17].

I.3.2.5. EFFET DE CROISSANCE SUR LA MORPHOLOGIE DES FILMS

La croissance d'un matériau A sur un matériau B n'est pas identique à celle de B sur A. C'est-à-dire que la surface externe résultante d'un dépôt A sur un substrat B est différente de celle de B sur A. C'est le mode de croissance qui détermine la topographie d'une surface. Dans le cas du stockage de l'information à très haute densité, l'état de la surface devient de plus en plus important, car la distance tête de lecture-media est un facteur principal aussi bien pour l'écriture que pour la lecture. Un bon état de surface améliore la qualité des couches minces magnétiques [18].

I.4. LES PARAMETRES INFLUENT SUR LE MODE DE CROISSANCE

Les couches minces Fe/Ag ont été étudiées par de nombreux chercheurs, par différentes méthodes de déposition et sur différents substrats. Les propriétés structurales des films de Fe et les couches minces à base de fer sont très sensibles aux paramètres suivants: la nature et la température du substrat, l'épaisseur de la couche tampon, le mode de croissance de la couche magnétique...

I.4.1. L'EFFET DE TYPE ET DE TEMPERATURE DE SUBSTRAT

L'effet du substrat sur les couches de Fe a été intensément étudié, tant pour l'influence de sa structure, amorphe ou cristalline, que pour sa température. L'effet de la température du substrat influe directement sur la morphologie des couches, ou on trouve des différents états des surfaces et d'interfaces du même échantillon selon la température de substrat utilisé. Aussi, l'effet de la nature du substrat sur les tailles des grains et la rugosité a été mis en évidence par plusieurs chercheurs. Ils ont observé que des films de Fe déposés sur un substrat de MgO monocristallin ou (structure NaCl) possèdent des surfaces plus lisse avec du taille des grains plus petit que ceux déposés sur Si polycristalline (structure diamant).

Dans la croissance épitaxiale, il est important que les paramètres de maille du substrat et de l'élément à déposer soient le plus proche possible [19].

I.4.2. L'EFFET DE LA COUCHE TAMPON

Une technique souvent employée afin d'améliorer la croissance cristalline en diminuant le désaccord de paramètre de maille, consiste à utiliser une couche tampon (ou buffer), qui doit posséder un paramètre de maille intermédiaire entre ceux du substrat et du matériau à déposer. Ainsi, les contraintes et les déformations dans le système déposé sont amoindries [19]. L'argent, dont la maille cristalline est de type cubique à face centrée, est une couche tampon très utilisée dans la croissance des couches minces sur le substrat MgO. En effet, son paramètre de maille est particulièrement proche de celui de substrat MgO ($a_{\text{MgO}} = 0,421\text{nm}$, $a_{\text{Ag}} = 0,409\text{nm}$). Le paramètre de maille d'une couche de MgO est proche de la diagonale d'une face de la maille du Fe ($\sqrt{2}a_{\text{Fe}} = 0,409\text{nm}$). Ainsi, le fer se déposé avec une rotation de 45° par rapport à l'orientation du MgO et de la couche tampon d'Ag ce qui mène à une bonne croissance épitaxiale.

I.5. APPLICATIONS DES COUCHES MINCES

Les couches au sens de dépôts sont utilisées depuis des centaines d'année, l'émaillage constitue un ancien exemple de réalisation de couches, elles ont connu un essor industriel important au milieu du 20^{ème} siècle, majoritairement dans les applications optiques, puis électroniques [20].

Les couches minces sont une des technologies de l'avenir pour plusieurs domaines surtout en micro et nanoélectronique. Leurs avantages sont entre autres un cout de fabrication moindre et des possibilités de dépôt sur différents type de substrat (rigide, flexible...). Les diverses propriétés qu'ont les couches minces ouvrent la voie à plusieurs champs d'applications et à plusieurs fonctions [16,6] :

- ❖ **Optique:** filtres optiques, guides optiques, revêtements réflecteurs, couches antireflets,...
- ❖ **Electrique:** conductivité, contacts, composants solides actifs et passifs, isolants, supraconducteurs...
- ❖ **Magnétique:** stockage d'information, dispositifs de sécurité, capteurs...
- ❖ **Mécanique:** revêtements-tribologiques...
- ❖ **Chimique:** résistance à la corrosion, revêtements catalytiques, couches protectrices...
- ❖ **Thermique:** l'utilisation d'une couche barrière thermique diminue par exemple la température de surface du métal des ailettes des réacteurs permettant ainsi d'améliorer les performances des réacteurs (augmentation de la température interne).
- ❖ **Biologie :** micro capteurs biologiques, bio puces, matériaux biocompatibles ...
- ❖ **Décoration :** montres, lunettes, bijoux, équipements de maison...

I.6. CONCLUSION

L'idée maitresse à l'origine de ce travail est l'étude de l'influence de la couche tampon sur les propriétés structurales des couches minces Fe/Ag . Dans ce chapitre, on a d'abord rappelé certaines notions, indispensables pour la compréhension de la suite du travail, liées aux surfaces et en particulier l'effet de la couche tampon et de la nature du substrat sur la croissance de la couche mince magnétique de fer, qui a des propriétés physiques différentes de celles des matériaux massifs correspondants.

Chapitre II

Technique d'élaboration et caractérisation

II.1.INTRODUCTION

Elaborer une couche mince signifie déposer un matériau, de quelques nanomètres d'épaisseur, sur un substrat ou sur une autre couche. Les techniques qui permettent de fabriquer des couches minces cristallines sont généralement classées en deux grandes familles en fonction du processus qui est utilisé: chimiques ou physiques [21].

II.2.TECHNIQUES D'ELABORATION

Les principales techniques utilisées pour la fabrication des couches minces font appel au Procédé en phase vapeur chimique (CVD) et au procédé en phase Vapeur physique (PVD)[22].

II.3.DEPOTS PHYSIQUES EN PHASE VAPEUR

Les procédés par PVD regroupent principalement l'évaporation, l'ablation laser et la pulvérisation sous toutes ses formes. Dans la réalisation d'une couche on peut distinguer les trois étapes suivantes [23]:

- ❖ La création de la /ou des espèces à déposer, sous forme d'atomes, de molécules ou de clusters (groupes d'atomes ou de molécules).
- ❖ Le transport de ces espèces en phase vapeur de la source vers le substrat.
- ❖ Le dépôt sur le substrat et la croissance de la couche.

La méthode qu'on a utilisée dans notre travail est l'épitaxie par jet moléculaire (EJM)

II.3.1.L'EPITAXIE PAR JETS MOLECULAIRES

II.3.1.1.DESRIPTIF

Tous les échantillons étudiés ont été élaborés dans une enceinte EJM , couplée à une chambre d'introduction qui sert principalement de sas d'introduction des substrats (figure II.1) dans la chambre principale sans casser le vide qui y règne à une pompe turbo moléculaire où il est possible d'y établir un vide de 10^{-8} Torr . Une chambre de stockage peut contenir jusqu'à six échantillons. La chambre d'évaporation est formée d'une enceinte ultravide dans laquelle il est

possible d'atteindre une pression d'environ $10^{-11} Torr$ par l'intermédiaire d'un ensemble de différents types de pompage : Pompes à palettes primaires et turbo moléculaire secondaire, pompage ionique et par sublimation de titane, plus les panneaux cryogéniques qui doublent presque uniformément l'intérieur de l'enceinte et sur lesquels, une fois refroidis à l'azote liquide, viennent se condenser les gaz résiduelles de l'enceinte. La chambre d'analyse fait la liaison d'une part avec la chambre de transfert et d'autre part avec la chambre de gravure. La chambre de transfert sert de sas d'isolation entre la chambre de croissance et les autres modules. Le vide résiduel est de l'ordre de $8.10^{-10} Torr$. La chambre de gravure est équipée d'un équipement d'érosion ionique Possédant une source à plasma micro-onde.

Notre bâti est équipé de deux types de sources d'évaporation différents selon la nature des matériaux à évaporer et leurs caractéristiques (température d'évaporation, réactivité avec le creuset) : Les canons à électrons ou les cellules de Knudsen. Ainsi, les cellules de Knudsen sont utilisées pour évaporer des métaux ayant des températures de fusions inférieures à $1200^{\circ}C$ et pour cette raison elles utilisent le chevauchement par effet joule pour évaporer des métaux comme *Ag, Cu, Pd*. Pour le deuxième type, des cellules utilisent un bombardement électronique pour évaporer des métaux qui ont une température de fusion supérieure à $1200^{\circ}C$ comme le *Fe, MgO, Si,.....*

L'étude structurale des dépôts et leur surface a été réalisée par la diffraction des rayons X(XRD) aux petits angles et aux grands angles.

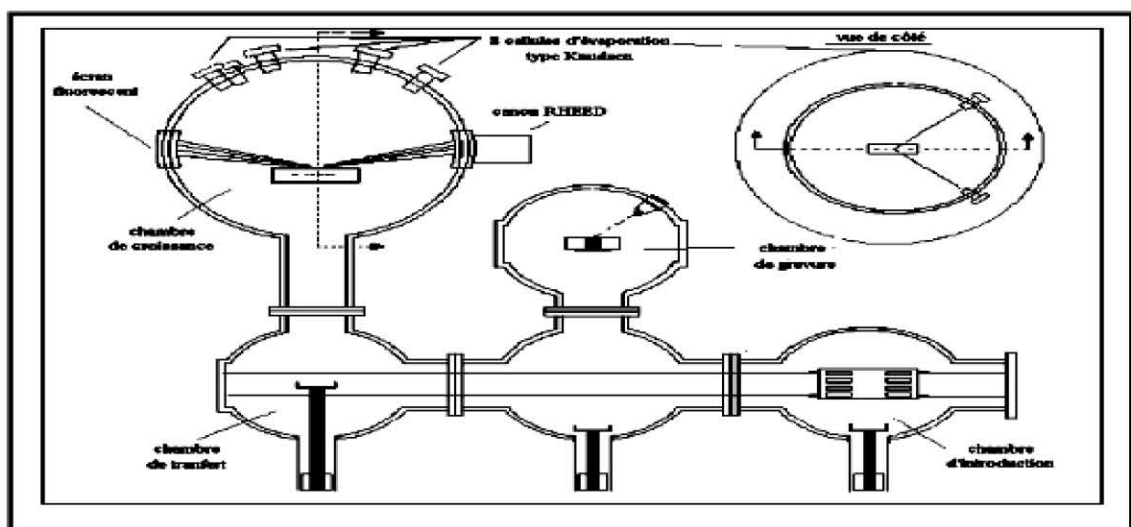


Figure II.1 : sas d'introduction des échantillons dans le bâti d'EJM [24]

II.3.1.2. PRINCIPE DE CROISSANCE

Le principe des dépôts est très simple : il suffit d'évaporer le matériau que l'on veut déposer en le chauffant par effet joule (fil résistif), par rayonnement (cellule de Knudsen) ou par bombardement électronique (canon à électrons). En outre, sous UHV, le libre parcours moyen parcouru par un atome est très grand (de l'ordre de 10^6 m à 10^{-10} Torr), ce qui implique que les flux d'atomes évaporés sont directionnels, les atomes se déplaçant en ligne droite sans aucun choc avant de se déposer sur le substrat. C'est pour cette raison qu'on parle de jets moléculaires ou atomiques. En outre, étant donné les faibles pressions (on devrait alors plutôt dire flux converti en pression), la théorie cinétique des gaz est tout à fait appropriée pour calculer les flux. Un tel vide impose de grosses contraintes (problème des frottements mécaniques sous UHV, dégazage, transfert des échantillons) qui rend cette technique lourde et demandant un savoir-faire important. Néanmoins, cette technique permet de réaliser couramment des hétéro-épitaxies (dépôt de B sur un support A différent), compte tenu des faibles températures d'épitaxie qui éliminent le mécanisme d'inter diffusion de A et B (contrairement à la CVD). De plus, on dispose d'un grand nombre de moyens de caractérisation in situ qui permettent de contrôler avec une grande précision la qualité chimique (Auger, XPS), et structurale (LEED, RHEED) des dépôts [13].

II.3.1.3. LES AVANTAGE DE LA TECHNIQUE EJM

Les principaux avantages de la méthode EJM sont les suivants :

- ❖ Une faible vitesse de croissance généralement comprise entre 0,5 et 10 Å/s, ce qui permet un excellent contrôle de l'épaisseur des couches déposées et de réaliser des interfaces très abruptes (10 Å) [25].
- ❖ La possibilité de contrôler la structure et la composition de la couche épitaxie.
- ❖ Le dépôt sous ultravide minimise l'incorporation des impuretés dans le film.

II.4. LA CARACTERISATIONS STRUCTURALE PAR LA DIFFRACTION DU RAYONS X

II.4.1. APPAREILLAGE

Dont toutes les mesures ont été effectuées sur un diffractomètre *RICAGU*, avec une puissance de 12KW et une anode de cuivre tournant avec une vitesse de 2500tours/min . La radiation X utilisée est la raie K_{α} d'une anticathode en cuivre ($\lambda_{\text{Cu } K_{\alpha}} = 1,54056 \text{ \AA}$) [26].

II.4.2. PRINCIPE DE LA TECHNIQUE DRX

La diffraction des rayons X est une technique non destructive permettant de caractériser des matériaux monocristallins et polycristallins sous forme de poudres, massifs ou en couches minces. Cette technique consiste à éclairer un cristal avec un faisceau de rayons X sous un angle d'incidence θ , ce faisceau est diffusé dans toutes les directions par les électrons des atomes du cristal, en conservant la même longueur d'onde (diffusion Thomson). Pour que l'intensité du rayonnement X réémise dans une direction donnée soit détectable, il faut que les rayonnements diffusés dans cette direction par les atomes du cristal soient en phase (interférences constructives): ils forment ainsi un faisceau diffracté (voir la figure II. 2). Cette condition de diffraction vérifie la loi de Bragg qui s'exprime sous la forme [27]:

$$2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda \dots \dots \dots (II - 1)$$

θ : est l'angle de Bragg, n : est appelé ordre de diffraction ; λ : est la longueur d'onde des rayons X ; d_{hkl} : est la distance interréticulaire ; h, k et l sont les indices de Miller.

En pratique, l'enregistrement à réaliser est alors la courbe de l'intensité des rayons X diffractés en fonction de l'angle de diffusion 2θ . Cette courbe est formée de pics correspondant aux plans (hkl) . La qualité de la courbe dépend, en plus de réglage de l'appareil (diffractomètre), du choix de leur paramètres opératoires d'acquisition tel que: la gamme de balayage en 2θ , le pas de balayage $\Delta (2\theta)$ et le temps de comptage par pas [28].

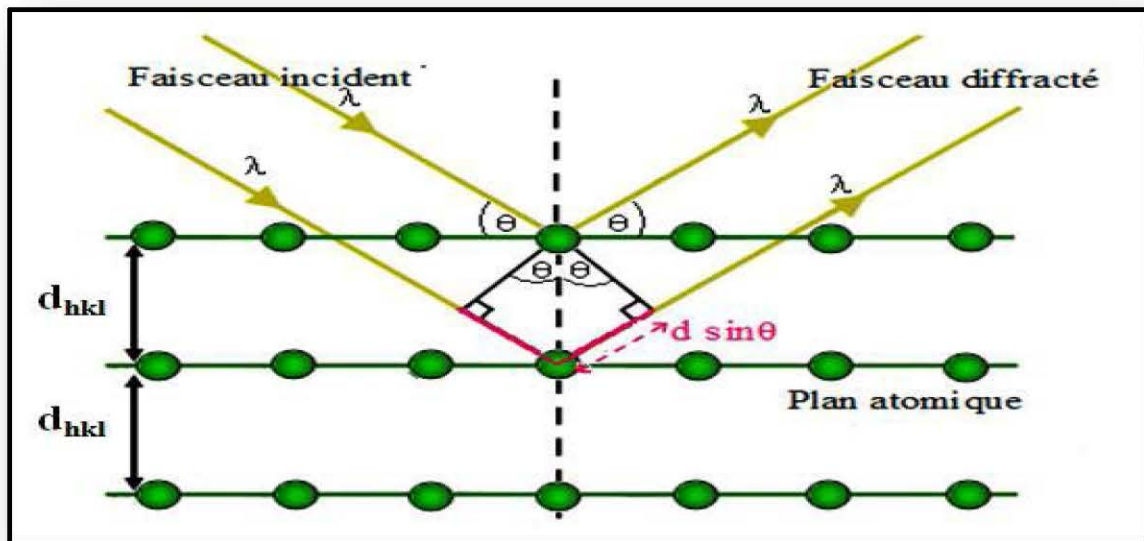


Figure II.2 : Principe de la technique DRX [28].

II.4.3. LES DIFFERENTES MODES DE LA DRX

II.4.3.1. BALAYAGE $-\omega$ (ROCKING SCAN)

Dans ce mode de balayage, le détecteur est fixé à un angle, tandis que l'échantillon tourne autour d'un axe perpendiculaire à la couche. Ceci présente un grand intérêt quand l'échantillon tourne d'un intervalle angulaire autour de l'angle de Bragg θ_B et le détecteur est fixé à un angle $2\theta_B$ [17].

II.4.3.2. BALAYAGE $\theta - 2\theta$

C'est la plus simple et la plus courante géométrie. Dans cette configuration de balayage, l'échantillon tourne autour de son axe avec une vitesse angulaire θ alors que le détecteur se déplace le long du cercle du goniomètre avec une vitesse de 2θ et enregistre toujours l'intensité de la réflexion spéculaire. Le vecteur de diffusion est toujours perpendiculaire à l'échantillon. Dans ce mode, ont été utilisés deux modes de balayages : $2\theta=10-30^\circ$ pour la diffraction des faibles angles, et $2\theta=30-70^\circ$ pour la diffractions des grands angles [17].

II.4.3.2.1. DIFFRACTION AUX PETITS ANGLES

L'étude aux petits angles permet d'obtenir des informations autour:

- ❖ les épaisseurs des couches
- ❖ la rugosité des surfaces et interfaces [29].

II.4.3.2.2. DIFFRACTION AUX GRANDS ANGLES

L'analyse des spectres aux grands angles donne des informations sur la qualité cristalline des couches la rugosité des interfaces. En effet, l'interface est d'autant plus lisse que le nombre de pics satellites est élevé. L'identification des spectres obtenus dans ce travail a été faite par assignation des indices de Miller (hkl) aux différents pics enregistrés en utilisant la condition de Bragg par l'utilisation du logiciel Origine08. Et par la comparaison aux données des fiches A.S.T.M (American Society for Testing and Materials) [29].

A.DETERMINATION DU PARAMETRE DE MAILLE

Le paramètre de maille est un facteur important, il permet de renseigner sur l'état des contraintes exercées sur la couche mince. Le paramètre de maille est calculé à partir d'une relation entre la distance inter réticulaire et les indices de Miller (h, k, l). Dans notre étude, le fer à une structure cubique centrée, donc le paramètre de maille est donné par l'équation II-2 [30,31], Le changement dans le paramètre de maille est lié aux contraintes résiduelles.

$$a = \lambda^2(h^2 + k^2 + l^2)/4 \sin^2 \theta \dots\dots\dots (II - 2)$$

B.DETERMINATION DU DESACCORDE MAILLE

On considère l'épitaxie d'un matériau A cubique, de paramètre cristallin a_A , sur un matériau B cubique aussi de paramètre de maille a_B . Le désaccord paramétrique du système A /B comme l'ont introduit Frank et Van der Merwe [32]

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{(a_A - a_B)}{a_B} \dots\dots\dots (II - 3)$$

Ce désaccord est traditionnellement utilisé par les expérimentateurs. Depuis, de nombreuses études ont été menées [33] et il apparaît maintenant clairement qu'un dépôt pourra être contraint jusqu'à une épaisseur dite critique, au-delà de laquelle des dislocations apparaissent. Cette épaisseur critique dépend directement du pourcentage de désaccord de maille $\frac{\Delta a}{a}$ entre les deux matériaux et sera d'autant plus grande que ce désaccord sera faible. A partir de la valeur de désaccord de maille entre les deux réseaux, on peut en tirer les grandes lignes suivantes:

- ❖ $\frac{\Delta a}{a}$ est petit et les réseaux coïncident, que la structure volumique soit identique ou pas :
Le matériau déposé garde alors sa structure propre stable dans les conditions normales.
- ❖ $\frac{\Delta a}{a}$ est petit mais les réseaux ne coïncident pas : ce cas contient l'importante famille des épitaxies de plan $cc(110)$ sur des plans hexagonaux $cfcc(11)$ ou $hc(0001)$ et réciproquement. Citons entre autre $Mo(110) Al(111)$ [34], $Fe(110) Ag(111)$ [35]. Ces types de croissance permettent au matériau déposé de garder sa structure stable. Néanmoins, s'il y a une direction cristallographique où $\frac{\Delta a}{a}$ est faible, il n'en est bien souvent pas de même dans d'autres directions. Le début de croissance peut alors révéler des surprises.
- ❖ $\frac{\Delta a}{a}$ est fort et/ou il n'y a pas de coïncidence de réseau avec la phase stable du matériau déposé. Citons tout d'abord $CoRu(0001) (hc/hc)$ ou ($\frac{\Delta a}{a}=7,4\%$) [36] le cobalt est fortement contraint. Le système Fe sur Cu illustre de même bien le cas de fort désaccord de maille entre les réseaux carrés des deux mailles cc ($\frac{\Delta a}{a}=12,4\%$) Néanmoins, $\frac{\Delta a}{a}$ est pratiquement nul si le fer se stabilise dans sa phase $cfcc$ stable à haute température. C'est bien le fer $cfcc$ qui est alors observé [37].

C.DETERMINATION DES CONTRAINTES

Les contraintes, ce sont des forces internes dans la matière. Si chaque cristallite est soumise à une contrainte différente, on a alors une juxtaposition des pics voisins qui se superposent et induisent des déformations dans la maille cristalline. Le changement dans le

paramètre de maille est lié aux contraintes résiduelles. Pour notre travail la microdéformation a été calculer on utilise la formule suivante [38 ,39 ,40] :

$$\varepsilon = \beta \cos \theta / 4 \dots \dots \dots (II - 4)$$

β Largeur à mi-hauteur des pics les plus intenses ; θ l'angle de diffraction (Figure II.3).

D.DETERMINATION DE LA TAILLE DES GRAINS

La taille des gains D des différents échantillons a été déterminée tout d'abord à partir des spectres des diffractions en utilisant la relation de Scherrer [23].

$$D = 0.9\lambda / \beta \cos \theta_{hkl} \dots \dots \dots (II - 5)$$

D est la taille des grains ($[D] = \text{nm}$); λ est la longueur d'onde du faisceau de rayon X; θ est l'angle de diffraction et β est la largeur à mi-hauteur exprimée en radian (Figure II.3).

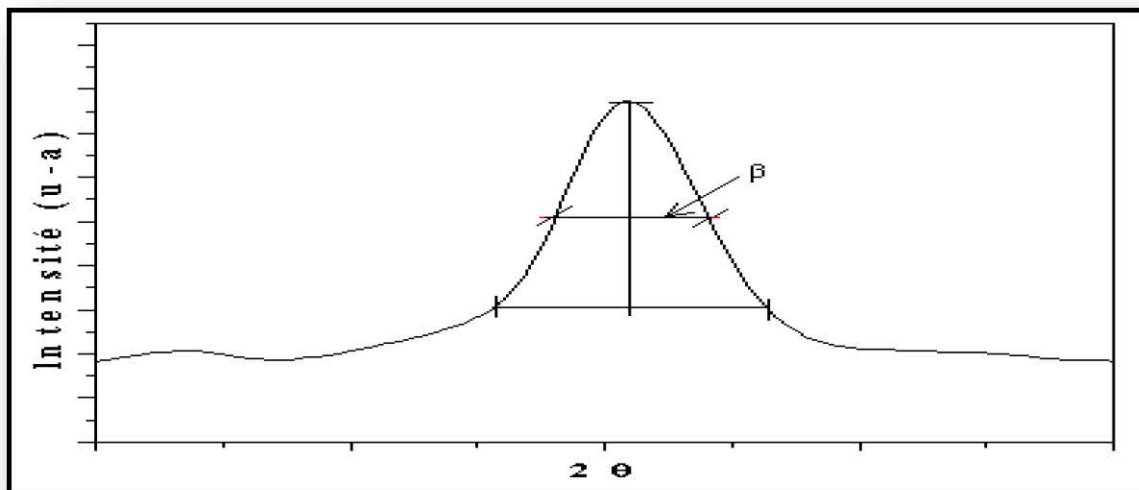


Figure II.3: Illustration montrant la définition de β à partir de la courbe de diffraction des rayons X [23].

II.5. ELABORATIONS DES ECHANTILLONS

II.5.1. ELABORATION DE SUBSTRAT

L'oxyde de magnésium est un très bon isolant. Comme Al_2O_3 il est très utilisé pour la croissance épitaxiale de couches minces. La structure cristalline de MgO est cfc de type NaCl (figure II.4) forme d'un arrangement d'ions Mg^{2+} et O^{2-} avec un paramètre de maille de 0.421nm.

Lors de la croissance de MgO en couches minces, plusieurs études mettent en évidence la diffusion du magnésium pour des dépôts réalisés à des températures supérieures à 400°C . La surface $\text{MgO}(001)$ que nous avons utilisée dans cette étude est la surface la plus stable du matériau massif [41]. Le choix de ce substrat est surtout motivé par sa préparation simple avant l'épitaxie des métaux et par le fait qu'il présente un bon accord paramétrique (petit désaccord paramétrique) avec le *Fe, Ag*.

Ces substrats sont nettoyés par le propanole-2 et sont séchés par l'azote gazeux avant d'être introduits dans la chambre d'introduction d'EJM. Ensuite, il subit un traitement thermique pendant 20 minutes à une température de 600°C sous un vide de 10^{-7} Torr dans le but d'éliminer les impuretés à la surface [17].

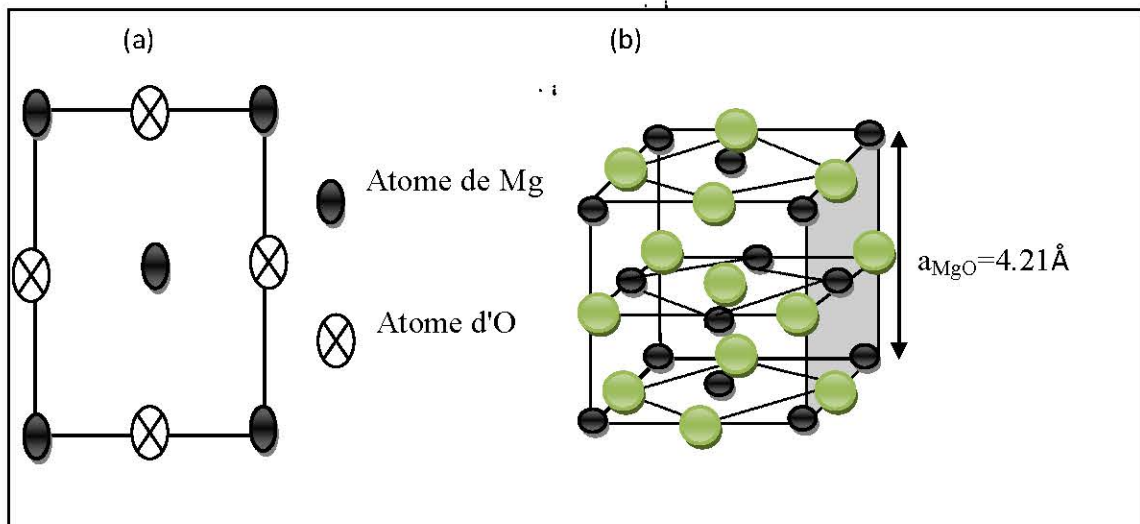


Figure II.4: (a) Structure cristalline du plan (001) du MgO , (b) Schéma du cristal de MgO

II.5.2. ELABORATION ET CROISSANCE DES COUCHES

II.5.2.1. LA COUCHE TAMPON D'ARGENT

Nous avons choisi l'Argent pour la couche tampon, car il présente un intérêt majeur : Son paramètre de maille ($4,085\text{\AA}$) est intermédiaire entre celui du MgO ($4,21\text{\AA}$) et celui de Fe ($2,866\text{\AA}$) et il n'est pas magnétique, La couche d'Ag et le substrat sont tous deux de structure cubique à faces centrées avec un désaccord de maille $\frac{\Delta a}{a} = 0.03$, les croissances selon les axes $\langle 111 \rangle$ et $\langle 001 \rangle$ produisent toutes des interfaces de basse énergie mais des calculs théoriques ont montré que la croissance épitaxie selon l'axe $\langle 001 \rangle$ est plus favorable que la croissance selon l'axe $\langle 111 \rangle$. Frank et Van der Merwe [32] ont étudié théoriquement l'épitaxie entre deux matériaux de même réseau de surface mais de paramètres cristallins différents, et ont pris en compte les dislocations qui relaxent l'énergie élastique. La croissance de la couche d'Ag sur un substrat de MgO était étudiée dans plusieurs travaux [42, 43, 44]. L'Ag s'épitaxie sur le MgO (001) suivant la relation $Ag(001) \langle 001 \rangle // MgO(001) \langle 001 \rangle$ qui favorise bien la bonne croissance épitaxie.

- ❖ La couche tampon d'argent a été évaporé dans les cellules de Knudsen avec une vitesse de croissance de $1\text{\AA}/s$. l'épaisseur de cette couche est variée entre 0\AA et 150\AA avec un pas de 50\AA .
- ❖ Nous avons utilisé 20\AA de cette couche pour protéger les échantillons contre l'oxydation.
- ❖ Nous avons utilisé cette couche pour voir comment modifier les propriétés structurale de la couche de fer.

II.5.2.2. LA COUCHE MAGNETIQUE DE FER

Le fer est un matériau ferromagnétique le plus courant utilisé dans la vie quotidienne. Le Fe adopte une structure cubique centrée (cc) avec un paramètre de maille $a = 2,866\text{\AA}$ (figure II.5), Les couches de fer sont évaporées par bombardement électronique (tension $10,6KV$ et courant $1,7A$) avec une vitesse de croissances de $0,3\text{\AA}/s$, l'épaisseur de cette couche est fixée a 300\AA .

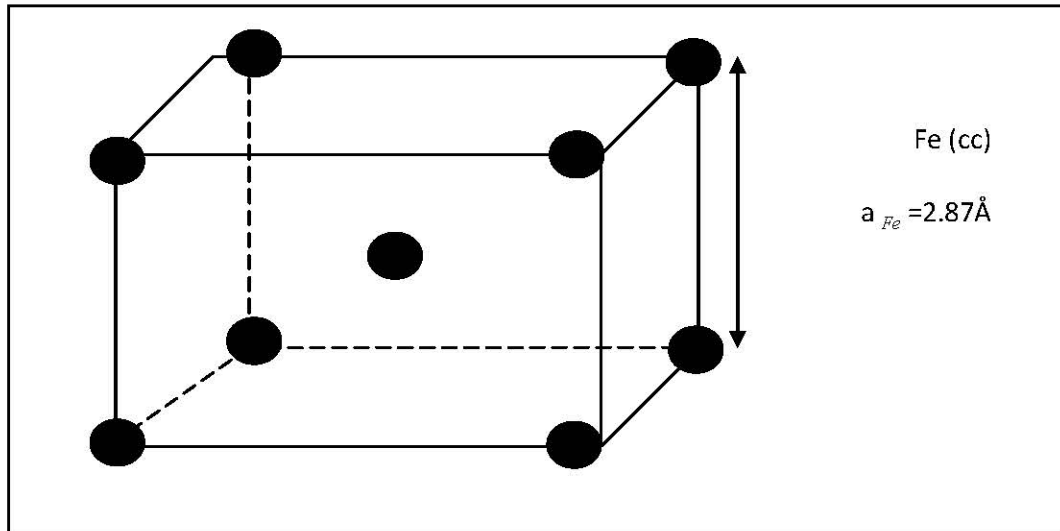


Figure II.5: Schéma du cristal de *Fe*.

II.5.3.LA FORMULE FINALE DES ECHANTILLONS

Nous avons élaboré quatre types des échantillons la seule différence entre eux c'est l'épaisseur de la couche tampon d'argent suivant la forme suivante :

$$Ag(20 \text{ \AA}) / Fe(300 \text{ \AA}) / Ag(t_{Ag} = 0 - 50 - 100 - 150 \text{ \AA}) // MgO(001)$$

II.6.CONCLUSION

La technique d'épitaxie par jet moléculaire ou MBE nous a permis de fabriquer des couches minces magnétiques ayant de bonne qualité cristallographique et de faible rugosité d'interface. En effet, l'intérêt aux croissances épitaxiales et aux défauts contrôlés s'est accru ces dernières années, puisque ces modes de croissances et le substrat et la couche tampon utilisés et leurs relations avec la rugosité des surfaces

et/ou des interfaces, présentant une modulation topologique particulière, induisent des propriétés structurales et magnétiques intéressantes comme nous le verrons dans le chapitre suivant. En plus de l'exploitation de mêmes systèmes avec différents épaisseurs de la couche tampon d'argent, les échantillons réalisés nous ont permis de suivre l'évolution de leurs propriétés physiques.

Chapitre III

Résultats et discussions

III.1.INTRODUCTION

Ce chapitre est consacré à l'étude de l'évolution des propriétés structurale, obtenus par la technique DRX, telles que le paramètre de maille, la taille des grains, les déformations en fonction de l'épaisseur de la couche tampon, Donc nous avons réalisé quatre types d'échantillons suivant la variation de t_{Ag} , définis sous la forme suivante:

Ag (20Å)/ Fe (300Å)/ Ag ($t_{Ag} = 0\text{Å}, 50\text{Å}, 100\text{Å}$ et 150Å)/ MgO(001)

III.2.L'ANALYSE DES GRAPHES DE DIFFRACTION DES RAYONS X

III.2.1.LA DIFFRACTION AUX PETITS ANGLES

La figure (III.1) représente les spectres de diffraction du rayon X aux petits angles des échantillons dans la géométrie θ -2. On remarque que le nombre des franges Kiessig diminue avec l'augmentation de l'épaisseur de la couche tampon jusqu'à l'épaisseur de 100Å et il revient à croître jusqu'à l'épaisseur de la couche tampon 150Å, ce qui nous informe que les échantillons ont des ordres de rugosité différente où on trouve un échantillon avec des couches plus lisses (la rugosité est minimum) et des interfaces de haute qualité pour un nombre de Kiessig plus grand, par exemple, pour l'échantillon d'épaisseur $t_{Ag}=0\text{Å}$ a une bonne qualité d'interface et le mode de croissance couche par couche (2D) par contre pour l'échantillon $t_{Ag}=100\text{Å}$. Les franges Kiessig sont presque nuls ce qui signifie la mauvaise qualité d'interface et que le mode de croissance par ilot (3D). La diminution de la rugosité pour l'échantillon $t_{Ag}=150\text{Å}$ due à la continuité de la couche tampon qui est menée à la croissance couche par couche (2D).

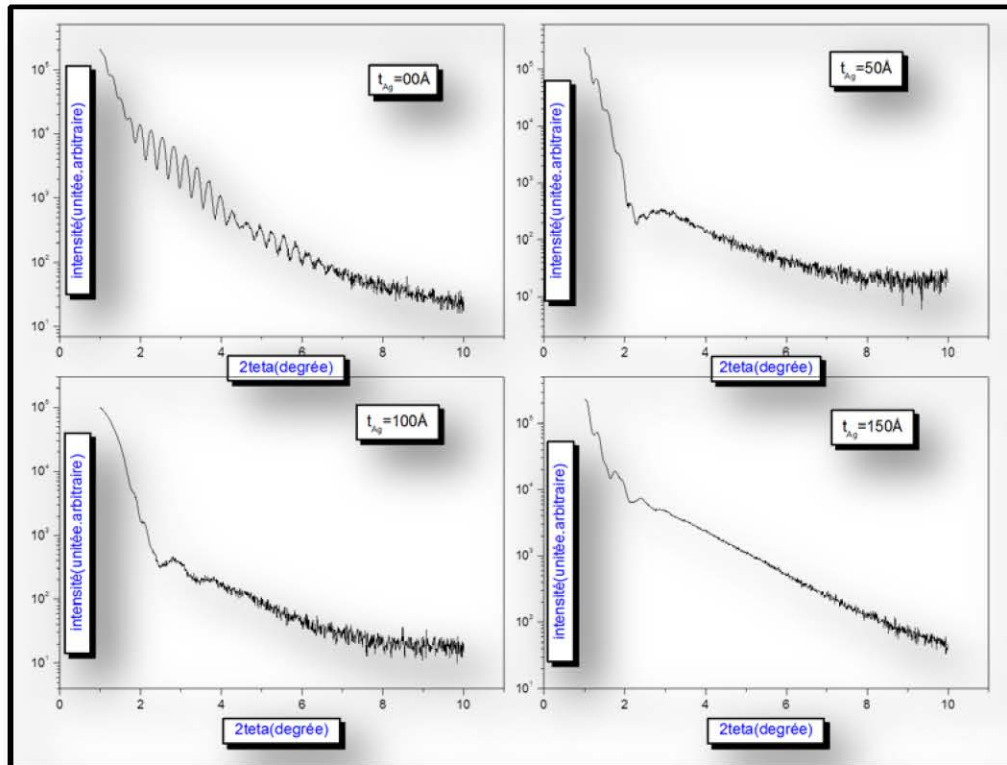


Figure III.1: Spectre de rayons X aux petits angles

III.2.2. ROCKING SCAN

Les courbes Rocking, relatives à tous les échantillons sont représentées dans la (figure III.2). Ces courbes sont constituées d'un pic aigu ou l'intensité de ce pic est en fonction de la variation de l'épaisseur de la couche tampon d'argent. On constate que, ce pic est plus intense dans le cas de $t_{Ag}=0\text{\AA}$ et $t_{Ag}=150\text{\AA}$ ce qui signifie la bonne qualité des couches de ces échantillons par contre la mauvaise qualité pour l'échantillon dont $t_{Ag}=100\text{\AA}$ est signalé par la diminution de l'intensité de pic aigu dans le graphe de cette échantillon. Ces observations confirme le résultat trouvé précédemment à partir de la diffraction à petit angle, que la rugosité et en fonction de la variation de l'épaisseur de la couche tampon.

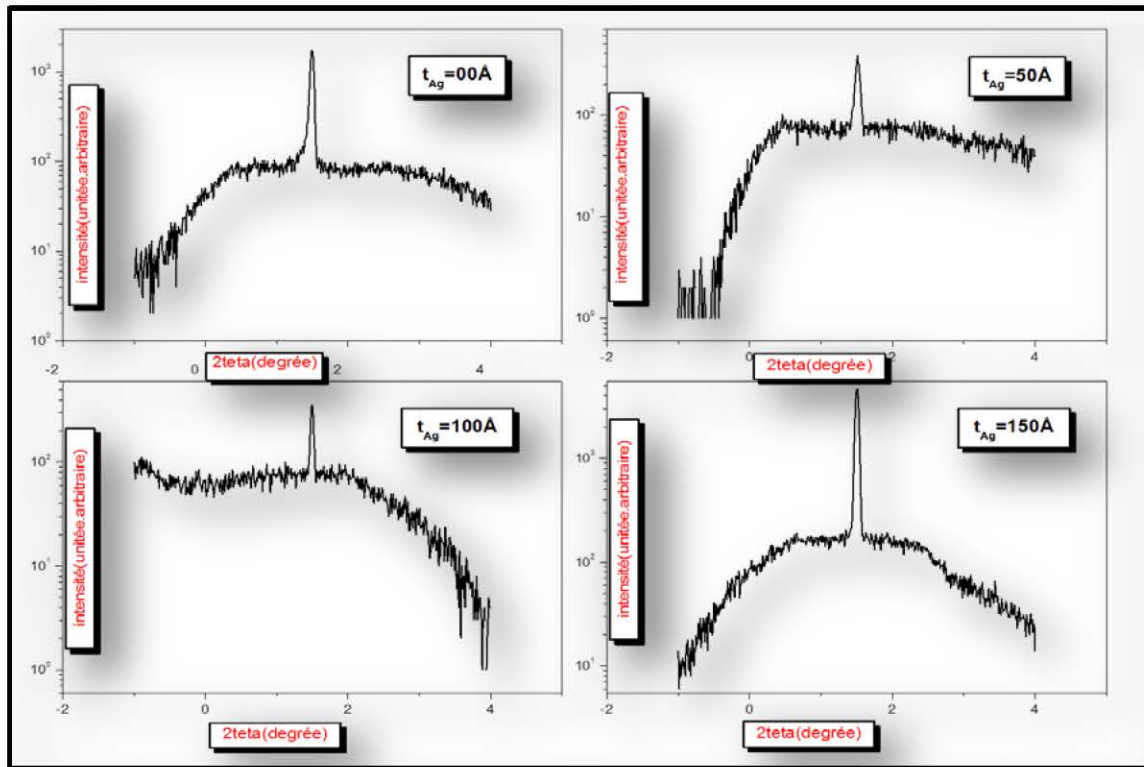


Figure III.2: Spectre de Rocking Scan

A partir des courbes Rocking, nous avons calculé le rapport d'intensité I_b/I_p de la valeur basse et la valeur aigu de l'intensité relatif à tous les épaisseurs de la couche tampon (figure III.3). On trouve une valeur maximale ($I_b/I_p=0.21$) pour l'échantillon dont $t_{Ag}=100\text{\AA}$, ce qui nous informe qu'on a une échantillon rugueuse et on observe que le rapport I_b/I_p est plus faibles ($I_b/I_p=0.05$ et 0.04) pour les autre échantillons ($t_{Ag}=0\text{\AA}$, 150\AA) respectivement, ce qui confirme qu'ils ont une très bonne qualité.

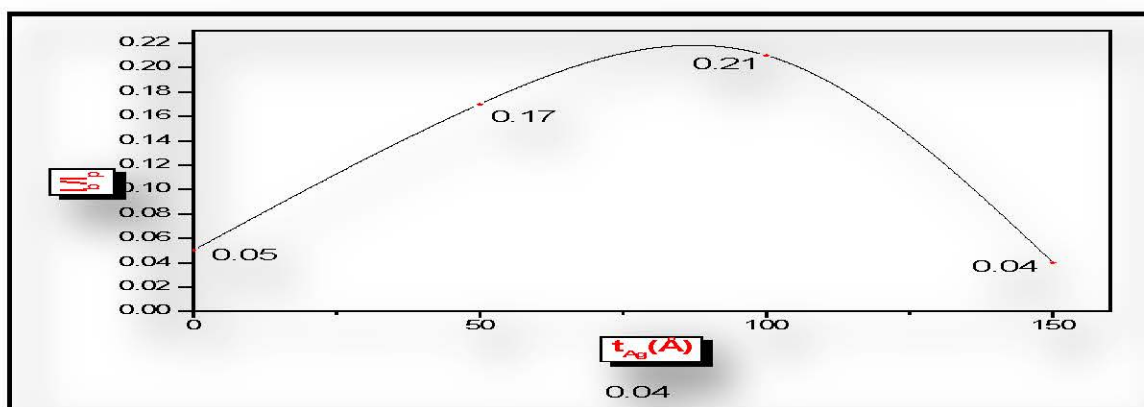


Figure III.3: La dépendance du rapport d'intensité avec l'épaisseur t_{Ag} (\AA)

III.2.3. LA DIFFRACTION AUX GRANDS ANGLES

La figure III-04 présente les spectres expérimentaux de DRX à grand angles pour les quatre échantillons. On remarque l'apparition des pics de Bragg du réseau cristallin Fe(200), Ag(200) et MgO(200) ce qui confirme la bonne cristallisation dans la direction (200). On remarque aussi, pour tous les échantillons que le pic MgO(200) est le plus intense par rapport au pic d'argent et le pic de Fer (Fe), ce qui est compatible avec les résultats théoriques illustrés dans la fiche ASTM : $I_{\text{MgO}} (100\%) > I_{\text{Ag}} (40\%) > I_{\text{Fe}} (5\%)$, ce qui confirme la croissance épitaxiale des couches.

❖ On remarque que le pic Fe (200) de l'échantillon dont $t_{\text{Ag}}=00\text{Å}$ est le plus intense que les autres échantillons ($t_{\text{Ag}}=50, 100, 150\text{Å}$). Cette diminution dans l'intensité est peut être expliquée par une forte inter-diffusion atomique de la couche de Fer (Fe) dans l'Argent (Ag) durant la croissance.

❖ On constate aussi plusieurs pics satellites pour les deux échantillons ($t_{\text{Ag}}=0, 150\text{Å}$), ce qui indique la bien structuration et la bonne qualité de surface et d'interface et cela est en bonne concordance avec les résultats précédents.

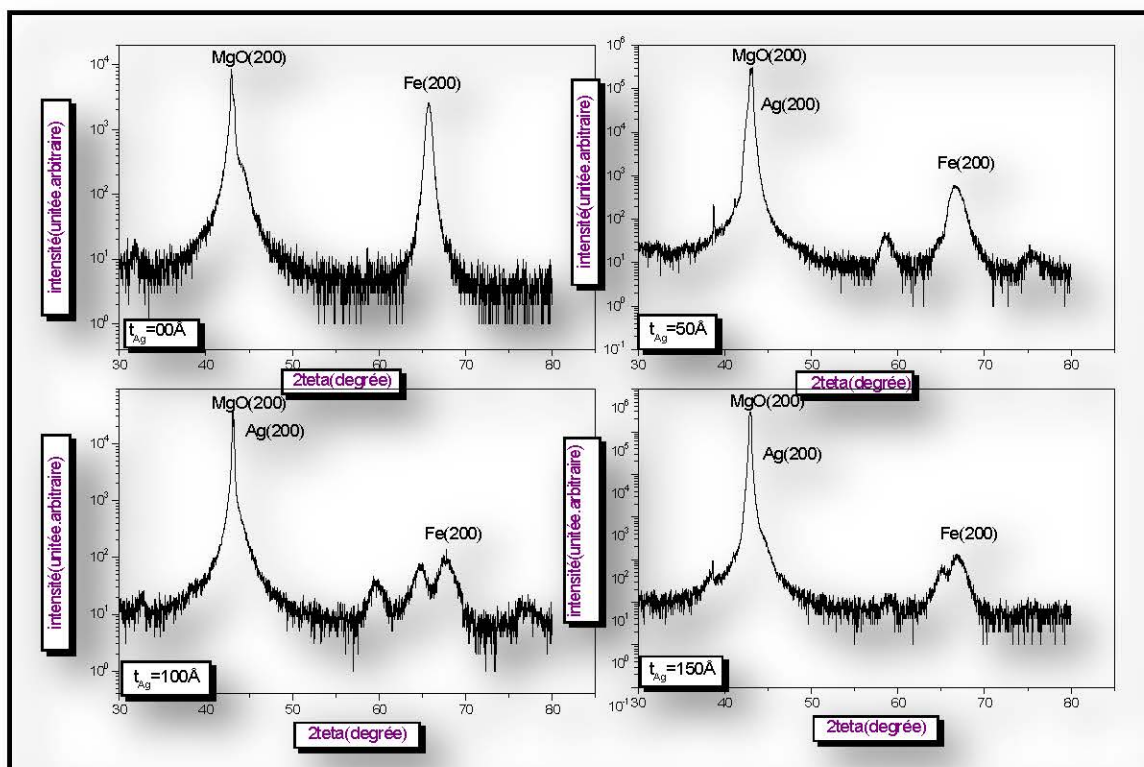


Figure III.4: Spectre de rayons X aux grands angles

❖ les positions angulaire de pic (200) pour tous les réseaux cristallins Fe, Ag et MgO varient avec la variation de l'épaisseur de la couche tampon . Les valeurs sont indiquées dans le tableau III-01. Le grand décalage, dans la valeur de la position angulaire pour l'échantillon dont $t_{Ag}=100\text{\AA}$, signifie l'existence des contraintes durant la croissance . Mais pour l'échantillon dont $t_{Ag}=00\text{\AA}$ et $t_{Ag}=150\text{\AA}$, nous avons trouvé des valeurs expérimentaux très proche aux valeurs théoriques disponibles. Cela nous indique la bonne qualité de ces échantillons.

$t_{Ag}(\text{\AA})$	$2\theta_{Fe(200)}$	$2\theta_{Ag(200)}$	$2\theta_{MgO(200)}$
0	65°	/	42.92°
50	65.77°	43.18°	42.97°
100	66.63°	43.21°	43.11°
150	65.096°	42.92°	42.87°
Les Résultats théoriques			
	65.019°	44.298°	42.855°

Tableau III-01 : les valeurs expérimentales des positions des pics de Bragg pour MgO, Ag, Fe.

❖ Les valeurs des positions angulaire, nous a permis de calculer la distance interréticulaire à partir de la relation (II-01). Les valeurs calculées sont indiquées dans le tableau (III-02). Nous avons pu constater, que l'échantillon dont $t_{Ag} = 100\text{\AA}$, a été stressé lors de leurs élaboration et les contraintes sont traduits par le grand changement dans la valeur de la distance interréticulaire des couches de cette dernière par rapport à la valeur de ces matériaux massif. Par contre les bons résultats trouvés, pour les deux échantillons dont $t_{Ag}=00\text{\AA}$ et 150\AA , traduits la bonne qualité et le bon mode de croissance des couches.

$t_{Ag}(\text{Å})$	$d_{Fe(200)}(\text{Å})$	$d_{Ag(200)}(\text{Å})$	$d_{MgO(200)}(\text{Å})$
0	1.4336	/	2.1055
50	1.4187	2.0934	2.1031
100	0.7053	2.0920	2.0966
150	1.4317	2.1055	2.1078
Les Résultats théoriques			
	1.4332	2.0431	2.1085

Tableau III-02 : Les distances inter-réticulaire de dépouillement

III.2.4.DETERMINATION DES PARAMETRES DE MAILLES

La diffraction de rayon X, nous a permis de calculer le paramètre de maille de tous les réseaux cristallins à partir de la relation II-02 et leurs valeurs calculées pour les différentes épaisseurs de la couche tampon, sont représentées dans le tableau (III-03).

Dans ce tableau, On remarque que les valeurs du paramètre de maille pour tous les réseaux cristallins et dans tous les échantillons sont varié, aux celles des valeurs théoriques qui assurent l'effet de la croissance sur les propriétés structurales des couches, et qui confirme la présence du contrainte durant la croissance. Ainsi, il est évident que, les paramètres de mailles de la couche tampon d'argent sont supérieurs aux celles des valeurs théoriques comme il est illustré dans le tableau (III-03), ce qui montre que cette couche est dans un état de compression. Par ailleurs, on note clairement que les constantes des paramètres des mailles de la couche magnétique de Fer (Fe) pour les échantillons dont $t_{Ag}=50\text{Å}$ et 100Å , sont inférieur aux celles des valeurs théoriques, ce qui signifie qu'on a un état de contraction. A partir de ce tableau, on remarque que le paramètre de maille pour les deux échantillons dont $t_{Ag}=00\text{Å}$ et 150Å ne varient pas et presque la même valeur des paramètres de maille massif, ce qui confirme que ces deux échantillons restent toujours les meilleurs en qualité par rapport à l'échantillon dont $t_{Ag}=100\text{Å}$.

La (figure III.5) joue le rôle d'un exemple d'une comparaison entre les résultats expérimentaux et les valeurs théoriques de la couche mince de Fe, ou il est clair que l'échantillon dont $t_{Ag}=100\text{\AA}$, le paramètre de maille expérimentale est $a_{Fe}=1.4106\text{\AA}$. Cette valeur est plus inférieure à la valeur théorique, qui est de 2.8664\AA . Cette observation est peut-être expliquée par la croissance 3D de la couche tampon d'argent, ce qui influe sur les autres couches, qui est traduit par une grande valeur de la rugosité dans les surfaces et les interfaces. Donc, il résulte une mauvaise qualité de couche. Par contre, pour l'échantillon dont $t_{Ag}=150\text{\AA}$, la continuité de la surface de la couche tampon améliore la croissance de la couche magnétique de Fer. Et ces résultats confirment toujours l'effet de la couche tampon sur les propriétés structurales de la couche mince de Fe.

$t_{Ag}(\text{\AA})$	$a_{Fe(200)}(\text{\AA})$	$a_{Ag(200)}(\text{\AA})$	$a_{MgO(200)}(\text{\AA})$
0	2.8672	/	4.2128
50	2.8374	4.1868	4.2062
100	1.4106	4.1840	4.1932
150	2.8634	4.2110	4.2156
Les valeurs théoriques			
	2.8664	4.0862	4.217

Tableau III-03 : le paramètre de maille de MgO(200), Ag(200) et Fe(200)

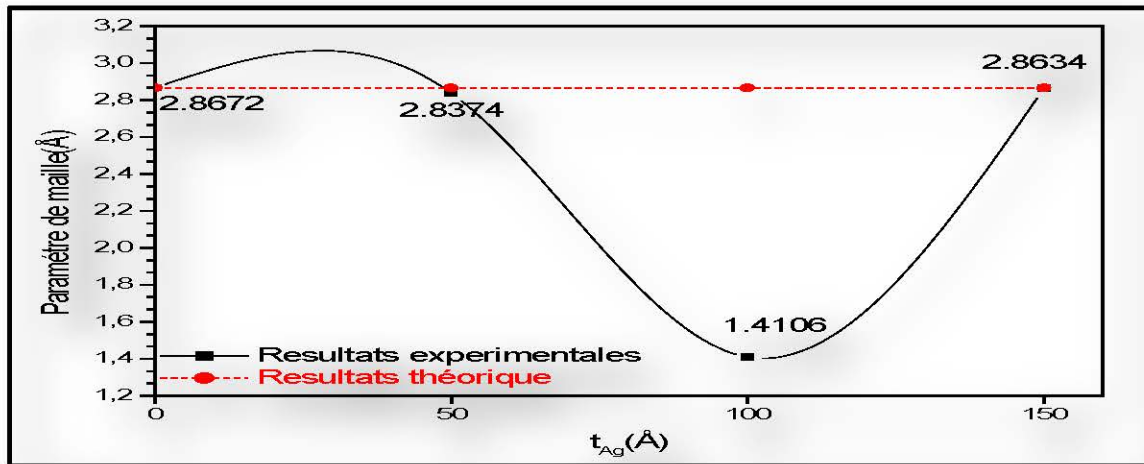


Figure III.5 : Comparaison entre les valeurs expérimentale et théorique du paramètre de maille de la couche de Fe

III.2.5.DETERMINATION DE DESACCORD DE MAILLE ET LA DEFORMATION

Les désaccords de mailles entre les différentes couches des quatre échantillons et la déformation dans les surfaces de ces couches sont calculés à partir des relations (II-3), (II-4), respectivement, et leurs résultats expérimentaux sont présentés dans le tableau (III-04). On observe que, la valeur de désaccord de maille varie quand l'épaisseur de la couche tampon varie, et tous les valeurs sont négatives, ce qui montre qu'il y a une compression de la couche déposée durant la croissance. Par la comparaison entre les valeurs expérimentales et les valeurs théoriques, il est claire que les couches de l'échantillon dont $t_{Ag}=100\text{Å}$, n'ont plus ordonnées et plus rugueuses par rapport aux autre échantillons. La figure III.6 présente la variation des valeurs de la déformation et le rapport de paramètre de maille avec l'épaisseur de la couche tampon d'argent. On remarque qu'il y a une grande valeur de déformation ($\varepsilon=1.15\%$) pour l'échantillon dont $t_{Ag}=100\text{Å}$, ce qui influe sur la couche de Fer. Cette déformation est menée à une compression de l'ordre 0.49. Tandis que, pour les deux meilleures échantillons où $t_{Ag}=0\text{Å}$ et 150Å , la valeur de déformation est plus petite de l'ordre 0.4% et 0.8% et menée à une relaxation de la couche de Fer.

$t_{Ag}(\text{Å})$	$(\Delta a/a)(\%)$		
	$\left(\frac{Fe}{MgO}\right)$	$\left(\frac{Ag}{MgO}\right)$	$\left(\frac{Fe}{Ag}\right)$
0	-0.32	/	/
50	-0.29	-0.002	-0.32
100	-0.66	-0.005	-0.66
150	-0.32	-0.001	-0.32
Les valeurs théoriques			
	-0.32	-0.036	-0.29

Tableau III- 04: Les valeurs de désaccords de mailles

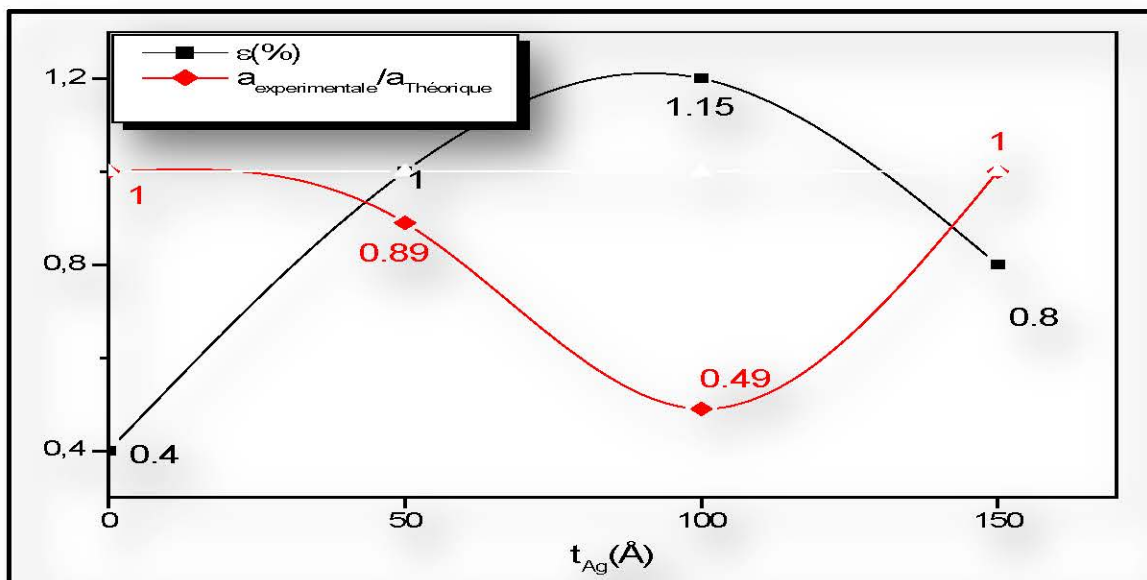


Figure III.6 : la variation des valeurs de la déformation et le rapport de paramètre de maille avec l'épaisseur de la couche tampon d'Argent

III.2.6.DETERMINATION DE LA TAILLE DES GRAINS

La taille des cristallites a été calculée en utilisant la relation de Scherrer (II-5) comme on peut le voir dans le tableau (III-05) leur valeur varie avec la variation de l'épaisseur de la couche tampon d'Argent. L'évolution de la taille des grains en fonction de l'épaisseur de la couche tampon est reportée sur la figure (III.7). On observe qu'on a des grandes valeurs de la taille des grains pour les deux échantillons dont $t_{Ag}=0\text{\AA}$ et 150\AA , ce qui indique la bonne qualité de ces échantillons. Par contre, dans le cas de $t_{Ag}=100\text{\AA}$, la taille des grains diminue à cause de la déformation qui résulte du grand désaccord de maille entre les couches de cette échantillon. Ces résultats indiquent et confirment l'effet de l'introduction d'une couche tampon sur les propriétés structurales de la couche de Fer.

t_{Ag} (\AA)	β_G (rad)	β_D (rad)	$\frac{\beta_G + \beta_D}{2}$ (rad)	$\frac{\beta_D - \beta_G}{2}$	$D_{Fe(200)}$ (\AA)
0	0.62	1.66	0.65	0.025	147.02
50	1.36	1.66	1.51	0.15	62.88
100	1.44	2.01	1.73	0.29	54.67
150	0.98	1.44	1.21	0.23	78.57

Tableau III-05 : largeur à mi-hauteur gauche et droite, la taille des grains pour Fe(200) en fonction de l'épaisseur de la couche d'Ag.

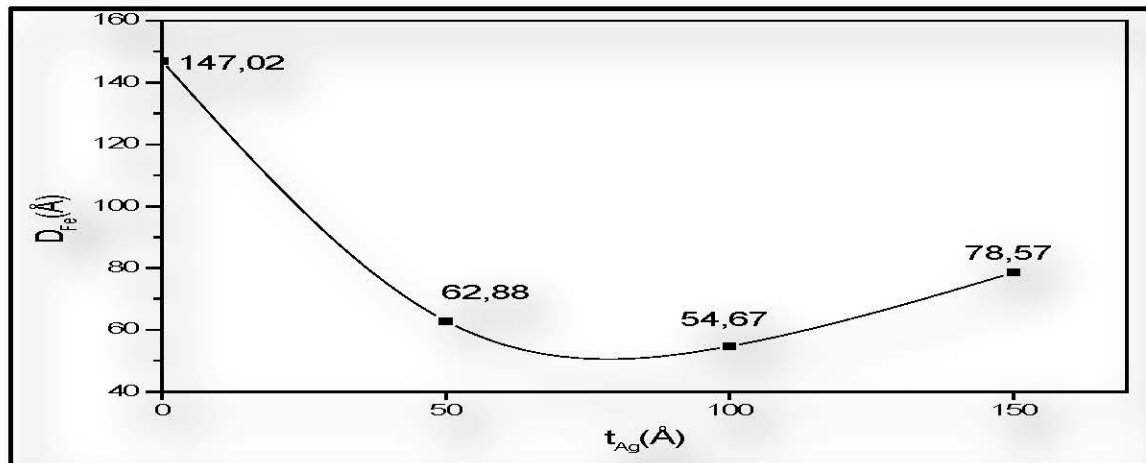


Figure III.7: la taille de grain de la couche de Fe pour les épaisseurs (0Å – 150Å)

III.3.CONCLUSION

A partir des résultats structuraux obtenus par la diffraction des rayons X, nous pouvons dire que la variation de l'épaisseur de la couche tampon d'Ag influe sur les propriétés de la couche de Fe. Ces résultats sont attestés d'une part par le décalage des raies de Bragg de tous les réseaux cristallines qui sont composés ce type des échantillons, et d'autre part, par la variation dans les valeurs de paramètre de maille de ces couches.



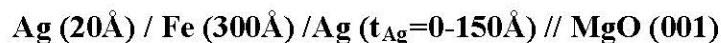
Conclusion générale

Conclusion générale

Au cours de ce travail, nous avons étudié l'influence de la variation de l'épaisseur de la couche tampon (t_{Ag}) sur les propriétés structurales d'une couche mince de fer.

La technique de dépôt des couches utilisées dans ce travail est la technique d'épitaxie par jet moléculaire (EJM). Elle consiste à faire interagir sur un substrat porté à une température ambiante des flux atomiques ou moléculaires issus de cellules d'évaporation dans une enceinte à très basse pression résiduelle avec une vitesse d'environ 1nm par minute .

Pour la réalisation de ce but, nous avons déposé les couches tampon d'Ag dont l'épaisseur varie de 0Å jusqu'à 150Å, avec un pas de 50Å, sur un substrat de MgO (001) monocristallin maintenu à une température ambiante. Et on a ajouté une couche Fe avec une épaisseur fixée à 300 Å. Enfin, on a élaboré quatre échantillons suivant la formule:



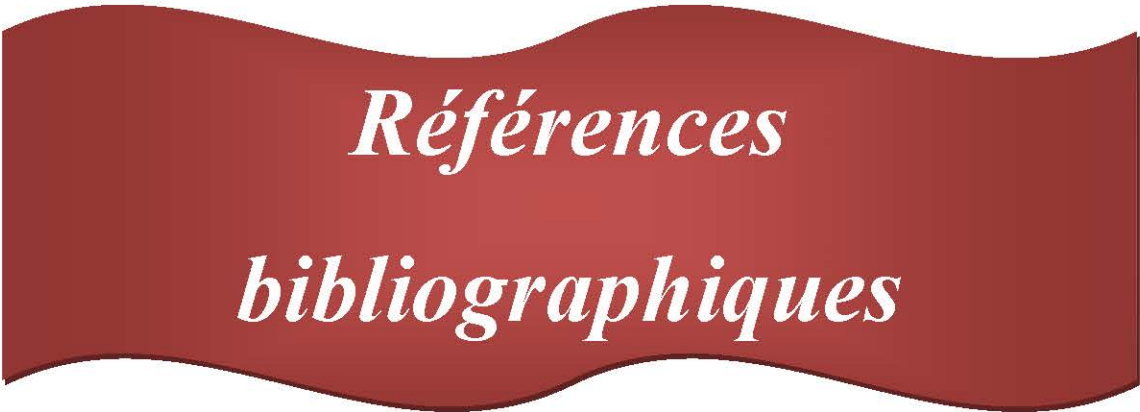
La caractérisation des couches minces obtenues a été faite par la technique de diffraction des rayons X(XRD).

La diffraction des rayons X à grandes angles a montrée que tous les échantillons sont monocristallins, avec une orientation préférentielle selon la direction (200). Les valeurs des paramètres de maille varient avec la variation de l'épaisseur t_{Ag} qui assurent l'effet de la croissance sur les propriétés structurales des couches. Cela signifie que ces mailles sont compressées.

Les spectres de diffraction des rayons X aux petites angles, les franges Kiessig remarquées sur ces spectres, ont révélées la bonne qualité structurale où la rugosité d'interface été minimale

dans le cas d'absence de la couche tampon d'Ag. En conséquence, cette qualité de surfaces ne dépend que de l'épaisseur de la couche tampon d'Argent.

Enfin, nous pouvons conclure que la variation de l'épaisseur de la couche tampon à une forte influence sur les propriétés structurales des couches minces.



*Références
bibliographiques*

- [1] O. Fallahi; Elaboration de nanofils de silicium par gravure chimique assistée par métal: caractérisation et application en photocatalyse hétérogène de l'oxyde de graphène du chrome(VI) et de rhodamine B, thèse de doctorat, université Sétif 1(2014).
- [2] T. Brouri; Elaboration et étude des propriétés électrique de couches minces et de nanofils de ZnO, thèse de doctorat, université paris-Est (2011) pp9.
- [3] L. Yang; caractérisation de couches minces de ZnO élaborées par la pulvérisation cathodique en continu, thèse de doctorat, université du littoral cote d'opale (2012) pp1.
- [4] F. khelfaoui; Etude du mécanisme de croissance des couches a-Si: H élaborées par pulvérisation cathodique: interaction plasma-substrat, thèse de doctorat, université Constantine 1(2014) pp1.
- [5] M. jubault; Etude de la formation et du rôle des nano particules dans l'élaboration de couches minces d'oxyde d'étain par PECVD, thèse de doctorat, université pierre et marie curie(2010) pp27.
- [6] k. Kamli ; "Elaboration et caractérisations physico-chimique des couches minces de sulfure d'étain par spray ultrasonique: Effet des sources d'étain" , mémoire de magister, université Mohamed Khider-Biskra (2013) pp 4,6.
- [7] N. Berroual ; " Caractérisation structurale et optique des nano cristaux des Semi-conducteurs GaAs et TiO₂ inclus dans les monocristaux de KCl et de KBr " ,mémoire de Magister, université Mentouri – Constantine (2005) pp 20.
- [8] M. Maache ;" Elaboration de films minces d'oxydes semi-conducteurs par voie Sol-Gel " thèse de Doctorat, université Mohamed Khider de Biskra (2014) pp16.
- [9]N. Boudinar ;" élaboration et études structurales et microstructurales des poudres nanostructurées à base de Fer" ; thèse de Doctorat, université Badji Mokhtar Annaba (2011) pp24.
- [10] R. Barir ; "Etude de propriétés thermiques en phase gazeuse lors de la déposition dans les procédés LCVD" ; mémoire de Master, université KasdiMerbah Ouargla (2013) pp2.
- [11] R. Bachelet ; " Couches minces d'oxydes élaborées par voie sol-gel, épitaxiées et nanostructurées par traitements thermiques Post-dépôt" , thèse de Doctorat, université de Limoges (2006) pp36.

- [12] H. Khachab ; " Modélisation de la croissance épitaxiale par jets moléculaires (MBE) avec la méthode de Monte Carlo Cinétique (KMC) " , thèse de Doctorat, université Abou-Berk Belkaid de Tlemcen(2010) pp6.
- [13] S. Abed ; " Elaboration et Caractérisation de Couches minces d'Oxyde de Zinc Obtenues par Spray Pyrolyse " , mémoire de Magister, université Mentouri – Constantine pp32.
- [14] E.M .Guerrero ; Elaboration en Epitaxie par jets moléculaire des Nitrure d'éléments III en phase Cubique, thèse de doctorat (2002) pp 26,27.
- [15] D. Romain ; Epitaxie par jets moléculaires de nanostructures isolées de germanium sur silicium, thèse de doctorat, université Joseph Fourier de Grenoble (2006) pp8.
- [16] O. Boudrifa ;"Mécanisme de formation de couches minces de Fer- Nickel obtenus par PVD, mémoire de magister (2010) pp26.
- [17] R. Boukhalfa ; Influence de substrat sur les propriétés structurales et magnétique des bicouches Fe/Ag, thèse de doctorat, université Constantine 1 (2014) pp 38,41,43,50.
- [18] C. Bendjeroudib ; Effet de type de Substrat sur les propriétés de couche Mince Fe/Ag, mémoire de master, Université Tébessa- Faculté des Sciences Exactes et des Sciences de la Nature et de la vie (2016).
- [19] Ortiz Hernandez Guillermo, Elaboration et étude des propriétés physiques de couches minces monocristallines d'alliage de Heusler à faible amortissement magnétique pour composants hyperfréquences, l'Université Toulouse 3 Paul Sabatier (UT3 Paul Sabatier) (2013).
- [20] FZ. Mimouni ;"Elaboration et caractérisation des couches minces de CuInS₂ par pulvérisation chimique réactive spray (Couche absorbante pour les cellules solaires)" , mémoire de magister, université des Sciences et de la Technologie d'Oran Mohamed Boudiaf (2009) pp5.
- [21] Guillermo. ortiz Hernandez ;Elaboration et étude des propriétés physiques de couches minces monocristallines d'alliage de heusler a faible amortissement magnétique pour composants hyperfréquences ,thèse de doctorat ,université de toulouse (2013) pp 55.
- [22] A. Mr Taabouche ; Etude structurale et optique de films minces ZnO élaborés par voie et/ou chimique, thèse de doctorat, université frères mentouri constantine (2015) pp 29, 40,41.
- [23] S. Benramache ; Elaboration et caractérisation des couche mince de ZnO dopées cobalt et indium, thèse de doctorat, université mohamed khider –biskra (2012) pp 20, 36, 37,38.
- [24] K. H. J. Buschow, F. R. De Boer, Physics of Magnetism and Magnetic Materials, p. 139, New York, 2004.

- [25] M. A. Herman, H. Sitter; *Molecular Beam Epitaxy*, Springer Series in Materials Science, 7 (1996) 1– 454.
- [26] A.Moustaghfir ; *Elaboration et caractérisation de couches minces d'oxyde de zinc. Application à photoprotection du polycarbona*, thèse de doctorat, université blaise pascal (2004) pp 57.
- [27] P. Turban ; *Epitaxie de films minces métalliques:(i) Relaxation élastique pendant la croissance pseudomorphe (ii) Epitaxie d'hétérostructures NiMnSbMgO/NiMnSb pour l'électronique de spin*, thèse de doctorat, université Henri Poincaré, Nancy pp 8, 9.
- [28] N. Boukherroub ; *Effet des conditions de broyage sur les propriétés structurales et magnétiques des nanomatériaux FeAl élaborés par mécanosynthèse*, thèse de doctorat, université M'hamed Bougara- Boumerdes (2014/2015) pp 52 ,53.
- [29] Romaric V. P.Montasouka ; *propriétés structurales et magnétiques d'alliages ternaires (FexNil-x)Pt; Mécanisme atomistiques pour l'interdiffusion de deux phases L1₀*, thèse de doctorat, université louis pasteur de strasbourg (2008) pp 36.
- [30] S. Venkatachalam, Y. Kanno, *Current Applied Physics* 9 (2009) 1232–1236.
- [31] S. Benramache, B. Benhaoua, *Superlattices and Microstructures* 52 (2012) 807-815.
- [32] C. F. C. Frank, J. H. Van der Merwe; *One-dimensional dislocations. I. Static theory*, The Royal Society. A .198 (1949) 205-216.
- [33] J. W. Matthews; *Epitaxial Growth*, Materials Sciences Series, ed, Academic Press, New York (1975) pp433.
- [34] J. H. Van der Merwe; *Analytical selection of ideal epitaxial configurations and some Speculations on the occurrence of epitaxy II. Epitaxy of (111) f.c.c. overlayers on (110) b.c.c. Substrates*, *Phil Mag. A.* 45(1) (1982) 145-157.
- [35] B. Voigtleder, G. Meyer, N. M. Amer; *Epitaxial growth of Fe on Au (111): a scanning tunneling microscopy investigation*, *Surf Sci. Lett.* 255(3) (1991) L529-L535.
- [36] K. Ounadeja, D. Muller, A. Dinia, A. Arbaoui, P. Panissod; *Perpendicular anisotropy and antiferromagnetic coupling in Co/Ru strained superlattices*, *Phys. Rev. B.* 45(14) (1992) 7768-7771.
- [37] W. R. Bennett, W. Shwarzacker, W. F. Egelhoff; *Concurrent enhancement of Kerr rotation and antiferromagnetic coupling in epitaxial Fe/Cu/Fe structures*, *Phys. Rev. Lett.* 65(25) (1990) 3169-3172.

- [38] P. J. Brown, J. B. Forsyth, the Crystal Structure of Solids, Edward Arnold 1973.
- [39] H. P. Klug and L. E. Alexander, X- Ray-Diffraction Procedures, John Wiley & Sons 1974.
- [40] F. Ynineb, « Contribution à l'élaboration de couches minces d'Oxydes Transparents Conducteurs (TCO) », mémoire de magister, Université Mentouri Constantine 2010.
- [41] O. Benamara ; croissance physique d'îlots de Pt et Co sur oxydes pour l'auto-organisation de nano-bâtonnets de Co élaborés par synthèse chimique, thèse de doctorat, université de Toulouse (2010) pp 24.
- [42] P. Guenard, G. Renaud, B. Villette; Structure, translational state and morphology of the Ag/MgO (001) interface during its formation, Physical. B. 221 (1996) 205-209.
- [43] O. Robach, G. Renaud, A. Barbier; Structure and morphology of the Ag/MgO (001) interface during in situ growth at room temperature, Phys. Rev. B. 60(8) (1999) 5858-5858.
- [44] J. A. Venables, J. Derrien, A. Janssen; Direct observation of the nucleation and growth modes of Ag/Si (111), Surf. Sci. 95 (1980) 411-430.