Journal of Physical & Chemical Research

Journal homepage: https://ojs.univ-bba.dz



Effet des paramètres d'électrodéposition des nanoparticules de cuivre sur une surface Ru/Si-n (100)

Imene Abid¹, Naoual Benferhat², Khaoula Laidoudi², Yazid Messaoudi¹, Mohamed Redha Khelladi^{1,2*}

¹Laboratoire de chimie ingénierie moléculaire et nanostructure (LCIMN), Université Ferhat Abbas Sétif-1, 19000, Algérie. ²Département Sciences de la Matière, Faculté Sciences et de la Technologie, Université Mohamed El Bachir El Ibrahimi Bordj Bou Arreridj 34000, Algérie.

* Corresponding author: Tel./Fax: +213-0794 62 6143; E-mail address: mohamedridha.khelladi@univ-bba.dz

Article history

Received November 13, 2024 Accepted for publication December 9, 2024

Abstract

Dans nous étudié l'effet des ce travail, avons paramètres d'électrodéposition sur les caractéristiques électrochimiques, morphologiques et structurales de cuivre électrodéposé sur un substrat de Ru/Si-n (100) à partir d'un bain de sulfate (pH=4.8). L'étude cinétique de dépôt par la technique voltammétrique cyclique a permis d'optimiser les conditions d'électrodéposition de Cu. L'analyse des courants transitoires indique que le mécanisme de nucléation de Cu est de type instantané suivie par une croissance tridimensionnelle (3D) limitée par la diffusion. La caractérisation des échantillons a été déterminée par la microscopie à force atomique (AFM) et la diffraction de rayons X (DRX). Les images AFM-2D, montrent clairement une répartition globale de dépôt avec une forme granulaire des grains. Etude structural confirme que le dépôt de Cu cristallise dans la structure cubique à face centré (cfc) et les valeurs de la taille des grains augmentent avec la diminution de potentiel appliqué.

Keywords: AFM, Cu, Electrodéposition, DRX, Nucléation-croissance, Structure.

1. Introduction

Ces dernières années, les recherches sur les interfaces M/Si et M1/M2/Si ont suscité un grand intérêt. L'interdiffusion interfaciale, la nature des siliciures métalliques ou semi-conducteurs, et leur stabilité thermique ont fait l'objet de plusieurs études du fait de l'utilisation de ces siliciures dans les contacts et de l'interdiffusion de circuits intégrés à très grande échelle (VLSI). L'intérêt croissant pour la métallisation du nickel, du cuivre et l'utilisation de siliciures dans les schémas de circuits intégrés nécessite une bonne compréhension de leurs relations avec d'autres éléments simples et complexes. Les propriétés physiques et chimiques des interfaces M/Si et M1/M2/Si dépendent de nombreux paramètres, tels que la propreté de la surface du substrat Si, la méthode et les conditions de dépôt, ainsi que la microstructure de la couche déposée [1].

Des techniques d'élaboration sophistiquées comme les techniques de la croissance épitaxiale sous ultra-vide ou épitaxie par jets moléculaires (MBE) ont déjà fait leurs épreuves. Néanmoins, elles sont trop chers, difficiles à mettre en ouvre et exigent beaucoup de savoir faire. Ceci limite considérablement leurs utilisations à une grande échelle. Ainsi, la technique électrochimique a été utilisée comme une technique alternative pour l'élaboration de ces structures sur des surfaces conductrices et semiconductrices.

Il a été démontré que les processus de nucléation et de croissance des premiers germes métalliques formés sur le substrat sont des étapes critiques qui déterminent les propriétés physico-chimiques des matériaux ainsi obtenus [2]. La formation d'un film mince continu de métaux et d'alliages nécessite une compréhension détaillée du mécanisme de nucléation et de croissance. Il a été généralement admis que la croissance des dépôts par électrodéposition est influencée d'abord par le substrat (croissance par épitaxie) et ensuite par les conditions de dépôt (composition du bain, courant ou potentiel appliquée, pH,...).

L'objectif de cette recherche est d'étudier Effet de nucléation et de croissance des nanoparticules de cuivre sur une surface Ru/Si-n (100) par voie électrochimique, en utilisant à la fois les méthodes électrochimiques (VC et CA), la microscopie à force atomique (AFM) et la diffraction de rayons X (DRX).

2. Expérimentale

Les expériences électrochimiques on a été réalésée dans une cellule électrochimique contenant un électrolyte avec trois électrodes reliées et contrôlées par un Potentiostat/Galvanostat (voltalab PGZ 301) pilotées par ordinateur à l'aide d'un logiciel Voltalab 4. Une plaque de silicium monocristallin d'orientation (100) a été utilisée comme électrode de travail. Une électrode au calomel saturée en KCl (ECS), dont le potentiel est de +244 mV/ENH à température standard 25°C, a été utilisée comme

électrode de référence. Une plaque de platine (Pt) a été utilisée comme contre-électrode (S=1cm²). La solution électrolytique utilisée pour l'électrodéposition du cuivre composé d'une solution aqueuse de sulfate de cuivre (CuSO₄). Les nanoparticules de cuivre ont été déposées à partir d'une solution électrolytique de sulfate de cuivre, de sulfate de sodium (Na₂SO₄) et de l'acide borique (H₃BO₃). La morphologie de surface obtenue a été examinée à l'aide d'un microscope à force atomique (AFM). Les conditions d'élaboration de nanoparticule de cuivre sont regroupées dans le tableau I.

Bains	Electrolytes	Concentrations	pН	Température(c°)	
		(mol/l)			
Sulfate de	CuSO ₄	0.005			
cuivre	Na ₂ SO ₄	1	4.8	20-25	
	H ₃ BO ₃	0.5			

Tableau I. Composition des électrolytes pour le cuivre.

3 Résultats et discussion

3.1 Voltampérométrie cyclique (VC)

La **figure III.1** montre la voltampérogramme cyclique pour la déposition du métal Cu dans une solution électrolytique composé de 0.005M CuSO₄ + 1M Na₂SO₄ + 0.5M H₃BO₃ à pH=4.8, à une vitesse de balayage fixé pour 20 mV/s. Ainsi, la déposition électrochimique du cuivre se fait sur un substrat de type Ru/Si-n (100). Pour la solution du Cu au cours du balayage aller, la première réduction des ions Cu²⁺ se produit à un potentiel de - 150 m V/ECS avec un pic caractéristique d'une croissance limitée par la diffusion à - 325 mV/ECS. Après ce pic de déposition, le courant augmente jusqu'à un potentiel de - 800 m V/ECS. Cette augmentation est due à la réduction de l'eau sur les germes de cuivre déposés sur la surface [2]. La réaction de déposition électrochimique de cuivre se fait selon la réaction de réduction :

$$Cu^{2+} + 2e^- \rightarrow Cu_{Solide}$$

Lors du balayage retour, il y a apparition d'un pic de dissolution dans la courbe correspondant à la réaction d'oxydation du Cu a + 325 mV/ECS, selon la réaction suivant :

$$Cu_{Solide} \rightarrow Cu^{2+} + 2e^{-}$$

En raison de la différence entre les deux potentiels de déposition et de dissolution, un croisement associé à la zone électroactif de la surface au cours d'électrodéposition a eu lieu entre les branches anodiques et cathodiques. Ce croisement est caractéristique d'un processus de nucléation et croissance [2]. Ce phénomène de croisement de branche anodique et cathodique est observé par Khelladi et al [3]. Enfin, si l'on observe la forme de la courbe aller, on remarque qu'après le pic de réduction des ions cuivre situé - 325 mV/ECS, la valeur du courant recommence à devenir de plus en plus négative. Cette décroissance se prolonge lors du balayage retour.

Nous avons reporté sur la figure III.1 la réponse voltampérométrique ainsi que des images morphologique de microscopie à force atomique (AFM) en mode 2D de la zone autour de l'électrode durant le balayage aller et retour en potentiel. On remarque que le balayage retour passe sous le balayage aller. Ce phénomène est caractéristique d'une augmentation de la surface de l'électrode durant la formation du dépôt de cuivre sur Ru/Si-n(100). En effet, nous avons déjà indique que le dépôt à l'interface air/électrolyte agit comme extension de l'électrode. Ainsi, si l'aire de l'électrode augmente durant le balayage de potentiel, le courant enregistré augmente également. Les images AFM-2D prises durant l'expérience confirment le phénomène de nucléation-croissance de notre film métallique autour de l'électrode.

L'image AFM-2D sur la figure III.1 présente le début de formation des grains, c'est-à-dire la nucléation des grains métallique de cuivre sur notre électrode Ru. Cette image topographique en 2D est enregistré à E= - 150 mV/ECS. Ainsi, l'image prise à - 325 mV/ECS montre des grains avec des tailles moyenne. On observe aussi lors de balayage aller que la taille des grains devienne plus petite que celle observé avons le potentiel - 800 mV/ECS et la surface de notre électrode n'est pas homogène. D'autre par, on peut remarque que le potentiel situé à + 20 mV/ECS pour le balayage retour présente une image AFM-2D avec un nombre de grain maximal. La surface sur cette image topographique est totalement couverte des grains métalliques de cuivre et elle est presque homogène. Ce phénomène indique la croissance cristalline des grains métalliques du cuivre sur la surface de notre électrode. A un potentiel de + 325 mV/ECS, on remarque le début de la dissolution de la couche de cuivre formé au balayage aller. On observe sur l'image AFM-2D des zones ou les grains sont décollés avec une surface hétérogène de notre électrode. Finalement, lorsque le potentiel sera égal + 600 mV/ECS, on observe une dissolution totale des grains métalliques ou la surface devienne homogène, c'est-à-dire il y a sauf la surface de notre électrode (Ru/Si-n(100)).



Figure III.1 : Voltammogramme à v=20 mV/s pou un pH =4.8 avec les différents stades de nucléation et croissance enregistrée par AFM en mode 2D.

II. Effet de vitesse de balayage

Afin de comprendre la cinétique du pic cathodique (pic de déposition) dans la **figure III.1**, des expériences ont été réalisées avec la voltammétrie cyclique (CV) pour - 800 mV - 325 mV - 150 mV + 20 mV + 325 mV + 600 mV des différentes vitesses de balayage de 5 à 100 mV/s, pour la déposition du Cu sur RuSi-n (100). Il a été déterminé sur la figure III.2, que le courant du pic cathodique (i_{pc}) varie linéairement avec la racine carrée de la vitesse de balayage ($v^{1/2}$) et aussi que le potentiel du pic cathodique (E_{pc}) varie linéairement avec le logarithme de la vitesse de balayage (log v) avec des pentes positives. Ceci indique clairement que la cinétique de la réaction de déposition est contrôlée par la diffusion [4, 5]. Par ailleurs, on constate que plus la vitesse de balayage imposé est importante, plus la densité du courant de réduction d'ion Cu²⁺ est importante aussi. Ainsi, pour un transfert irréversible sous contrôle diffusionnel, i_{pc} est proportionnel à $v^{1/2}$ et E_{pc} dépend de la vitesse de balayage. L'expression du i_{pc} est alors donnée par la relation suivante [5] : $i_{pc} = 0.299An^{\frac{3}{2}} a^{\frac{1}{2}} C_0 D_0^{\frac{1}{2}} V^{\frac{1}{2}}$ eq III. 1

A, D_0 , C_0 , α , n et v représentent respectivement la surface de l'électrode, le coefficient de diffusion, la concentration de l'espèce qui diffuse, le coefficient de transfert électronique, le nombre d'électrons échangés et la vitesse de balayage.



Figure III.2 : Variation de l'intensité du pic cathodique (i_{pc}) en fonction de la racine carrée de la vitesse de balayage $(v^{1/2})$.

III. Effet de potentiel (CA) sur la morphologie de Cu/Ru/Si III.1 Courant transitoires

Les courbes obtenues dans la **figure III.3** monteront une série de transitoires du courant en fonction du temps à différents potentiels de déposition pour le dépôt de cuivre. On peut noter que chaque fois que i_{max} augmente, t_{max} diminue pour la série de transitoire du courant (figure III.3); ceci est caractéristique d'après la littérature, d'une croissance d'une nouvelle phase métallique contrôlée par la diffusion [6,7]. Au début de chaque courbe transitoire, il y avait inévitablement une diminution du courant qui correspond à la charge de la double couche et au temps nécessaire pour la formation des premiers germes métalliques sur les sites actifs de la surface [6, 8].

En suite, le courant transitoire croit sous l'effet de l'augmentation du nombre de germes métalliques jusqu'à atteindre un maximum pour le courant et le temps de déposition (i_{max} et t_{max}), puis il diminue pour atteindre le courant limite indiquant la réponse d'un système électrochimique sous contrôle diffusionnel linéaire. Au cours de l'étape de croissance de l'électrodéposition de cuivre, le transport des espèces électroactives vers les sites actifs de la surface de notre électrode se fait à travers des zones de diffusions hémisphériques développées autour des germes métalliques; étant donné que ces zones se recouvrent, le transfert de masse hémisphérique conduit à la formation d'une surface plane. Cette situation de la décroissance du courant transitoire correspondant à la diffusion linéaire. Ce comportement a été observé sur le dépôt de cuivre, la limite des courants de dépôts est indépendante des potentiels finaux [9].



Figure III.3: Variation el l'intensité de courant en fonction du temps à diffèrent potentiels imposés dans solution électrolytique utilisée est composé de 0.005M CuSO₄+1M Na₂SO₄+0.5M H₃BO₃ à pH=4.8.

III.2 Nucléation et croissance

La réaction à l'état solide entre le film métallique et le silicium va généralement se décomposer en deux étapes :

- La nucléation des germes (germination)
- La croissance cristalline du composé par diffusion réactive.

Lors de l'électrodéposition des couches minces, il existe deux modes de nucléation: la nucléation bidimensionnelle (2D) et la nucléation tridimensionnelle (3D). Pour chaque mode de nucléation, deux type peuvent été distinguées

 Nucléation instantanée : lorsque la vitesse de nucléation est rapide, tous les sites actifs de la surface sont remplis dés les premiers stades de dépôt. Nucléation progressive : lorsque la vitesse de nucléation est lente, les germes se développent sur les sites de la surface en fonction du temps.

Le mode de croissance pour le dépôt d'un métal sur un substrat étranger dépend de l'énergie d'interaction entre l'atome de métal adsorbé est la surface de l'électrode, la nature de substrat et la différence en paramètre de maille cristallographique interatomique entre la phase métallique et le substrat. En général, pour n'importe quel processus de croissance électrochimique, le mécanisme de croissance électrochimique et la structure final du film déposé sont déterminés par les vitesses relatives du flux de particules de cuivre et la diffusion à l'interface de notre électrode Ru/Si(100). Scharifker et Hills ont par la suit développé, selon les travaux de Bewick et al, la théorie des courbes chronoampérométriques (CA) appliquée à la nucléation tridimensionnelle (3D) [6]. Ainsi, la relation entre le courant transitoires et le temps de déposition des grains métalliques de cuivre sur la surface de l'électrode Ru/Si-n(100) est donnée par les formules suivantes :

Pour la nucléation instantanée :

$$\left(\frac{i}{i_{max}}\right)^2 = \frac{1.9542}{\frac{t}{t_{max}}} \left(-1.2564 \left(\frac{i}{i_{max}}\right)^2\right)^2 eq III.2$$

Pour la nucléation progressive:

$$\left(\frac{i}{i_{max}}\right)^2 = \frac{1.2254}{\frac{t}{t_{max}}} \left(-2.3367 \left(\frac{i}{i_{max}}\right)^2\right)^2 \ eq \ III.3$$

Généralement, dans le cas des dépôts de Cu, pour des temps de faible de déposition ($t/t_{max} < 1$), un excellent accord avec le modèle de nucléation instantanée est observé dans la gamme de mesure des potentiels appliqués (figure III.4). Toutefois, pour les temps longs de déposition de cuivre ($t/t_{max} > 1$) des données indiquées dans la figure III.4 déviées du modèle théorique pour la nucléation instantanée, affichant un comportement anormale par rapport à la courbe théorique de Scharifker et Hills selon la nucléation instantanée. Les raisons exactes de cette déviation du modèle théorique de Scharifker et Hills sont dues à la réduction d'hydrogène sur les sites actifs de la surface d'électrode [10-12]. Ces résultats sont en bon accord avec celle obtenus lors de l'électrodéposition de Cu sur les deux électrodes de travail TEA et RED [13].



Figure III.4 : transitoire du courant normalisés $(i/i_{max})^2$ en fonction de t/t_{max} lors de l'électrodéposition de Cu sur la surface de RuSi-n(100) a différent potentiels appliquées.

Le tableau III.1 regroupe les paramètres électrochimiques du phénomène de nucléation et croissance lors de la déposition de cuivre sur Ru/Si(100) pour les cinq potentiels cathodique de déposition.

-E (V/ECS)	-i _{max} (A /cm ²)	t _{max} (s)	N ₀ (cm ⁻²) 10 ⁻⁴	D (cm ² /s) 10 ⁵
200	0.84	5.96	0.85	2 .77
220	0.94	4.94	0.98	2.88
240	1.04	4.40	1.02	3.14
260	1.15	3.68	1.18	3.20
280	1.26	2.43	2.51	2.54

Tableau III.1 : Valeurs de nombre de sites actifs N_{∞} à différents potentiels appliqués lors de l'électrodéposition de Cu sur RuSi-n(100).

Et

Le nombre de sites actifs de nucléation (N_{∞}) à différents potentiels ont été calculés à partir de *imax* et *tmax* au moyen **l'équation eq III.4** et **l'équation eq III.5**.

Les valeurs ainsi obtenues sont indiquées dans le **tableau III.1** qui présente également les valeurs expérimentales de imax et tmax.

$$i_{max} = 0.6382zFcD(KN_0)^{\frac{1}{2}}$$
 eq III. 4
 $t_{max} = \frac{1.2564}{N_{\infty}\pi KD}$ eq III. 5

La figure III.5 regroupe les paramètres électrochimiques du phénomène de nucléation et croissance lors de la déposition de cuivre sur Ru/Si (100) pour les cinq potentiels cathodique de déposition. Les valeurs de N_{∞} représentées dans le **tableau III.1** ont été utilisées pour tracer la dépendance de ln N_0 en fonction du potentiel cathodique appliquée. Dans la **figure III.5**, on peut voir qu'une augmentation de potentiel cathodique (*E*) conduit à des sites actifs (N_{∞}) plus élevé. Ainsi, la On remarque la courbe $\ln N_0 = f(E)$ présente une droite avec une pente décroissante négative.



Figure III.5 : Courbes de ln N₀ en fonction de potentiel cathodique lors l'électrodéposition de Cu sur un substrat de Ru/Si(100).

La figure III.6 représente l'évaluation de du coefficient de diffusion (D) en fonction du potentiel cathodique imposé lors de l'électrodéposition

des grains métalliques du cuivre sur l'électrode de type Ru/Si-n(100). On remarque que plus le potentiel d'électrodéposition devient négatif plus le coefficient de diffusion augment. Cependant, lorsque le potentiel est égal à - 280 mV/ECS, on constat une chute de la valeur de coefficient de diffusion vers la valeur $2.54 \ 10^{-5} \ cm^2/s$.

Le coefficient de diffusion (D) peut aussi être déterminé par l'analyse de la décroissance du courant. Selon l'équation de Cottrell, la pente de la courbe i en fonction $t^{1/2}$ donne le coefficient de diffusion. Pour le dépôt de cuivre la valeur moyenne de coefficient de diffusion est de l'ordre 2.90 10^{-5} cm²/s.



Figure III.6 : Variation de coefficient (*D*) *de diffusion en fonction de potentiel cathodique lors de l'électrodéposition de Cu sur Ru/Si-n(100).*

III.3 Caractérisation morphologique par AFM

En premier lieu, les nanoparticules de Cu élaborés à différents potentiel de déposition électrochimique pendant 1min à $25^{\circ}C$ ont été caractérisées par microscopie à force atomique (AFM). La **figure III.7** présente des images topographiques par AFM en 2D des films minces de Cu/RuSi-n(100) déposés à différents potentiel de déposition.



Figure III.7 : Images AFM 2D des films minces de Cu déposés sur RuSi(100) à différent potentiel de déposition électrochimique pendant 1min à 25°C.

Les images AFM en 2D, montrent clairement une répartition globale (surface homogène) de dépôt de Cu sur la surface de substrat Ru/Si-n(100) avec une forme granulaire des grains. La taille des grains l'augmentation avec l'augmentation de potentiel de déposition. Par contre pour le dépôt élaboré à un potentiel plus cathodique (- 280 mV/ECS), la taille moyenne des grains diminue. La grand valeur de la taille des grains est observé pour le dépôt de cuivre un à potentiel de - 260 mV/ECS, qui est de l'ordre de 120 nm d'après le tableau III.2.

Les valeurs de la rugosité de surface (RMS) obtenus à différents potentiels de déposition sont représentées dans le tableau III.2. On observe sur les images AFM-2D que la rugosité moyenne de surface (RMS) augmente en fonction de potentiel cathodique pour les quatre potentiels cathodiques. Mebarki et al [14] on remarque aussi rugosité moyenne de surface (RMS) augmente en fonction de potentiel lors de la déposition de Cu sur Ni/N+-Si(100).

- E (mV/ECS)	Taille de grains (nm)	RMS (nm)	
220	30	1.632	
240	60	3.082	
260	120	11.124	
280	85	17.182	

Tableau III.2 : Rugosité de surface et taille moyenne des grains de dépôt Cu sur RuSi(100) obtenue à partir de microscope à force atomique.

III.4 Caractérisation structurale par DRX

Les différents échantillons de notre travail (effet de potentiel) ont été caractérisés par la technique des rayons X (DRX de la diffraction). La figure III.8 représente les spectres de diffraction des rayons X des films minces de cuivre à diffèrent potentiel de déposition à une température de 25°C pendant 1h sur un substrat de type Ru/Si-n(100) à pH=3.5.

Nous observons dans ce spectre de DRX la présence de trois pics de qui correspond au plan (111), (200) et (220), de la structure cubique à face centré (cfc). Le pic le plus intense est cèle relatif à l'orientation (111), qui est situé autour de l'angle 43.38, 43.36 et 43.43° pour les potentiels de déposition de - 240, - 260 et - 280 mV/ECS, respectivement. Ce plan correspond au plan qui exige la plus faible énergie de formation et où la densité des atomes est très élevée [15].



*Figure III.8:*Diffratogramme de rayons X pour les dépôts du cuivre obtenus sur Ru/Si-n(100) à différents potentiels cathodiques.

Nous avons ainsi estimé la taille des cristallites (D), les contraintes (ε) et la densité de dislocation (δ). En général, la taille des cristallites, les contraints et la densité de dislocation sont déterminées en mesurant la largeur à mi-hauteur d'un pic de diffraction selon les formules suivantes [16].

$$D = \frac{0.94}{\beta \cos \theta} \qquad eq III. 6$$
$$\varepsilon = \frac{\beta \cos \theta}{4} \qquad eq III. 7$$

Où : D : Taille moyenne des cristallites (nm). β : Largeur à mi-hauteur du pic de Bragg d'intensité maximale (°). 0.94 : Constante de Scherrer dont la valeur dépend de la forme des cristallites. λ : Longueur d'onde des rayons X (λ = 1.54056 Å). θ : Angle de diffraction (°). ε : Contraintes (%).

A partir du **Tableau III.3**, on remarque que les valeurs de la taille des grains augmentent avec la diminution de potentiel appliquée, où il y a une augmentation de la taille de grain donc une amélioration de la qualité cristalline. On remarque aussi que les contraintes augmentent avec l'augmentation de potentiel appliquée. Cette observation est en accord avec diminution de la taille moyenne des cristallites lors de la l'électrodéposition des métaux et bien des alliages.

Tableau III.3 : Paramètres des DRX à différents potentilles appliquées lors de la déposition électrochimique du cuivre sur un substrat de type Ru/Si-n(100).

-Е	Orientation	2θ(°)	β(nm)	D	a (Å)	ε
(mV/ECS)				(nm)		(%)
240	Cu (111)	43.38	0.257	66.66	3.61	0.06
	Cu (200)	50.60	0.382	47.02	3.61	0.08
	Cu (220)	74.27	0.435	45.85	3.61	0.09
260	Cu (111)	43.36	0.307	55.75	3.61	0.07
	Cu (200)	50.50	0.441	39.86	3.61	0.10
	Cu (220)	74.18	0.490	40.67	3.61	0.11
280	Cu (111)	43.43	0.301	56.49	3.60	0.07
	Cu (200)	50.56	0.485	35.58	3.60	0.11
	Cu (220)	74.28	0.462	44.25	3.60	0.09

4. Conclusion

Dans cette étude, nous nous sommes concentrés sur le dépôt électrochimique de cuivre sur un substrat RuSi-n(100). Nous avons cherché à comprendre la relation entre les paramètres de décharge électrique et le processus de nucléation et de croissance. Nous nous sommes également concentrés sur la cinétique du dépôt électrochimique du cuivre, en étudiant l'effet de certains facteurs tels que la voltamétrie cyclique et la vitesse de balavage variable sur le mécanisme électrochimique de formation du cuivre. Le courant transitoire a également montré des courbes chronoampérométriques présentant une augmentation de i max (courant maximum) et une diminution de t max (temps maximum) en fonction du potentiel appliqué. Ces résultats indiquent que le processus de nucléation est instantané, suivi d'une croissance tridimensionnelle (3D) contrôlée par la diffusion. Le microscope à force atomique a révélé une morphologie de forme nodulaire similaire pour tous les films et la rugosité de surface (RMS) augmente en fonction de potentiel cathodique pour les quatre potentiels cathodiques. La diffraction des rayons X a montré que les films présentaient une structure cristalline cubique à face centrée (cfc) et les valeurs de la taille des grains augmentent avec la diminution de potentiel appliqué.

Remerciement

Nos remerciements à Ms le Professeur A. Azizi de la Faculté Sciences, Université Ferhat Abbas Sétif-1, Algérie.

References

[1]J. Li. E. Seidel, j. W. Mayer, Material Research Society Bulletin [MRS] XIX (8). p15, (1994).

[2]O. Karaagac, M. Alper, H. Kockar, J. Magn. Magn. Mater. 322 (2010) 1098.

[3] M.R. Khelladi, L. Mentar, A. Azizi, A. Sahari, A. Kahoul, Mater. Chem. Phys. 115 (2009) 385.

[4]A.J. Bard, L.R. Faulkner, ElectrochemicalMethods: FundamentalsandApplications, John Wiley&Sons, NewYork, (1980).

[5]D. Pletcher, R. Greef, R. Peat, L.M. Peter, J. Robinson, Instrumental Methods in Electrochemistry, PP.283-316, Horwood Publishing, Limited, England, (1985).

[6]D. Pletcher, R. Greef, R. Peat, L.M. Peter, J. Robinson, Instrumental Methods in Electrochemistry, Horwood Publishing ,Limited ,England, (1985).

[7] B. Scharifker, G. Hills, Electrochim. Acta, 28 (1983)879.

[8]G.Gunawardena,G.Hills,T.Montengro,B.Scharifker,J.Electroanal.Che m.138(1982)5.

[9] K.Serrano, P.Taxil, J. Appl. Electrochem. 29 (1999) 505.

[10]M.R. Khelladi. Etude Des Mecanisme De L'électrodeposition DesAlliages Co-Cu Sur Un SubstratSemi-Conducteur. Thèse De doctorat. Université Ferhat Abbas-Sétif (2012).

[11] D.Grujicic, B. Pesic, Electrochim. Acta. 49 (2004) 4719.

[12]A.Radisic, J.G. Long, P.M. Hoffman, P.C. Searson, J. Electrochem.Soc.148 (2001) C41.

[13] F.R. Bento, L.H. Mascaro, Surf. Coat. Technol. 201(2006)1752.

[14] C. Ramirez, B. Bozzini, J.A. Calderon, Electrochim. Acta. 425 (2022) 140654.

[15] M. Mebarki, A. Moussi, A. Azizi, M.R. khelladi, L. Mahiou, ECS Transaction. 72 (2016) 23.

[16]A. Allag, R. Saad, A. Ouahab, H. Attouche, N. Kouidri, Chim. Phys. B 25 (2016) 4.

[17] P. Dhamodharan, C. Manoharan, S. Dhanapandian, M. Bououdian, S. Ramalingan, J. Mater Sci; Mater Electron.26 (2015) 4830.