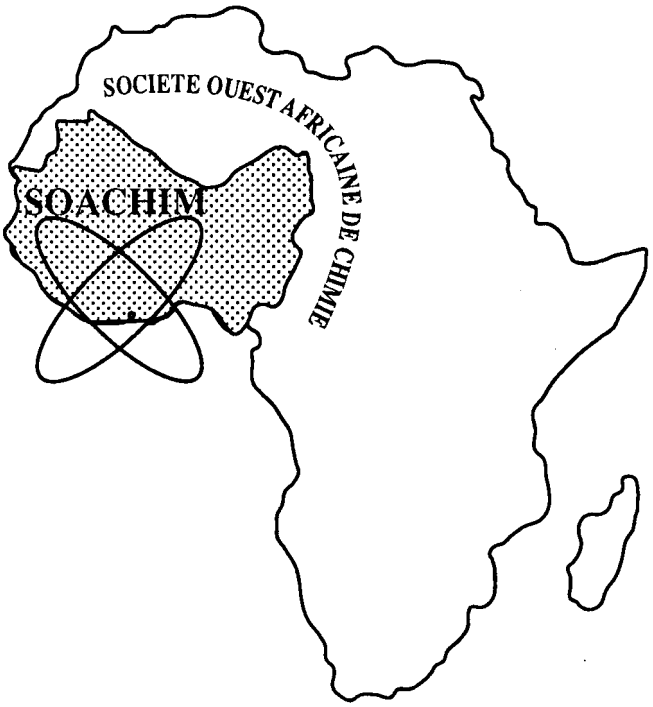
Amélioration de la résistance à la corrosion d'un alliage d'aluminium recyclé par l'artisanat par un traitement sol-gel.

Ousmane Tapsoba, Tambi Ramdé, Boubié Guel, Lucien Bonou

Journal de la Société Ouest-Africaine de Chimie
J. Soc. Ouest-Afr. Chim. (2022), 051 : 56 - 65
27ème Année, 2022



ISSN 0796-6687
Code Chemical Abstracts : JSOCF2
Cote INIST (CNRS France) : <27680>
Site Web: **http://www.soachim.org**

Amélioration de la résistance à la corrosion d'un alliage d'aluminium recyclé par l'artisanat par un traitement sol-gel.

Ousmane Tapsoba[1], Tambi Ramdé[1*], Boubié Guel[1], Lucien Bonou[1]

Laboratoire de chimie Moléculaire et des Matériaux, UFR/SEA, Université Joseph KI-ZERBO
03 BP 7021 Ouagadougou 03, Burkina Faso

(Reçu le 10/04/2022 – Accepté après corrections le 15/11/2022)

Résumé : Dans ce travail, la microstructure d'un alliage d'aluminium produit par recyclage de déchet métallique est analysée. Cette analyse a montré qu'en plus de la phase principale constituée par la matrice d'aluminium et qui représente entre 80 et 90% du matériau, il existe de nombreuses phases secondaires constituées de fines particules eutectiques, d'inclusion de silice et de nombreux défauts de structure. Un revêtement hybride organique/inorganique a été développé sur ce substrat d'aluminium par voie sol-gel et séché à des températures comprises entre 100 et 200 °C. Les caractéristiques chimiques du revêtement ont été analysées par la Spectroscopie Infrarouge à Transformée de Fourier. Les propriétés anticorrosion du revêtement ont été étudiées dans une solution de NaCl 3,5% en masse par la technique classique de polarisation potentiodynamique et la spectroscopie d'impédance électrochimique.

Mots clés : Aluminium recyclé, sol-gel ; anticorrosion ; polarisation potentiodynamique ; impédance électrochimique.

Improvement of the corrosion resistance of a recycled aluminum alloy made in craft industry by sol-gel treatment.

Abstract: In the present work, the microstructure of an aluminum alloy produced by recycling metal waste is analyzed. This analysis showed that in addition to the main phase consisting of the aluminum matrix and which represents between 80 and 90% of the material, there are numerous secondary phases consisting of fine eutectic particles, inclusion of silica and numerous structural defects. A hybrid organic/inorganic coating was developed on this aluminum substrate by sol-gel route and cured at temperatures between 100 and 200°C. The chemical characteristics of the coating were analyzed by Fourier-Transform Infrared Spectroscopy. The anticorrosion properties of the coating were studied in a 3.5% NaCl solution by the classical technique of potentiodynamic polarization and electrochemical impedance spectroscopy.

Keywords: Recycled aluminum; sol-gel; anticorrosion; potentiodynamic polarization, electrochemical impedance.

[*] Auteur de correspondance : T. RAMDE, ramde.tmb@gmail.com

1. Introduction

Dans la plupart des pays subsahariens, les déchets d'aluminium métallique sont systématiquement récupérés et recyclés pour la fabrication d'objets utilitaires tels que les marmites et les cocottes et autres ustensiles de cuisine omniprésents dans le quotidien des populations [1-4]. Les ustensiles de cuisine en aluminium recyclé sont préférés en raison de leur faible coût, de leur durabilité, de leur disponibilité et de leur bonne conductivité thermique. Par conséquent, ils sont devenus un choix peu onéreux et pratique dans de nombreux foyers de pays en voie de développement, pour la cuisine et pour le conditionnement des aliments. L'utilisation de marmites fabriquées avec de l'aluminium recyclé a fait l'objet de nombreuses études [5-9]. Ces études ont montré que l'utilisation d'ustensiles en aluminium dans la cuisine constitue une voie de contamination des aliments en aluminium et d'autres métaux. Les ustensiles de cuisine en aluminium fabriqués à partir de déchets métalliques ont été identifiés comme étant une source potentielle d'empoisonnement au Pb, Cu, Cd et As, en particulier dans les pays en développement. La lixiviation de métaux comme Al, Pb, Cd, As, Cu et Ni dans les aliments à partir de pots en alliage d'aluminium pendant la cuisson dépend extrêmement du pH, de la température et de la présence d'agents complexants des alliages utilisés pendant la fabrication. Ces études ont montré que selon les conditions culinaires ou de conditionnement des aliments, de l'aluminium et des éléments d'alliages sont transférés dans les aliments [10-11]. *Ramdé et al*. ont montré, par une étude microstructurale, que les matériaux d'aluminium recyclés ne sont pas constitués de phases homogènes [5]. Ils ont mis en évidence de nombreuses particules intermétalliques, des défauts de structures (agglomérats de silice, pores…) et surtout des traces de métaux lourds comme le plomb, le cadmium, le zinc, etc. D'autres auteurs ont également établi que les enfants exposés à des aliments cuits dans des marmites faites en matériaux recyclés présentaient des taux de Pb dans le sang significativement plus élevés que ceux dont les aliments étaient cuits dans une marmite métallique ayant une certification de qualité [12]. Il a aussi été prouvé que des taux potentiellement nocifs des métaux lourds sont rejetés par lessivage de la vaisselle et des ustensiles de cuisine [13 ; 14]. L'aluminium est considéré comme une neurotoxine depuis les années 1980. Du fait de son accumulation dans le cerveau, les os et le foie, l'aluminium est associé à des maladies comme l'Alzheimer, les troubles osseux, etc.

Les défauts de structure observés dans les métaux recyclés, fragilisent les ustensiles et les rendent très sensibles à la corrosion aqueuse. Malgré le potentiel redox relativement faible de l'aluminium (-1,66 V/ENH) et la formation spontanée à sa surface d'une couche d'oxyde et d'hydroxyde à 4<pH<8,5, de l'aluminium et d'autres éléments d'alliage peuvent être transférés aux aliments pendant la cuisson ou le conditionnement selon deux mécanismes compétitifs [15], soit par une lente dissolution de la couche d'oxydes et d'hydroxydes qui se régénère par une oxydation lente du métal ; soit par une corrosion par piqûration, forme de corrosion localisée qui se manifeste par la formation de micro-piqûres à travers le métal. La corrosion par piqûration a plusieurs causes, dont la présence de phases secondaires au sein de la matrice d'aluminium [16].

En dépit de l'abondance relative de publications consacrées à la microstructure et à la corrosion de l'aluminium recyclé à partir de la ferraille, très peu d'entre elles proposent un traitement pour améliorer sa résistance à la corrosion. L'objet de ce travail est de proposer un traitement de surface permettant de minimiser la lixiviabilité de l'aluminium des récipients. Pour cela, nous avons réalisé sur le substrat d'aluminium recyclé un dépôt de film hybride organique/inorganique par voie sol-gel avec pour précurseur le 3-aminopropyltriétoxysilane.

2. Matériels et Techniques expérimentales

Les matériaux étudiés sont des échantillons d'aluminium recyclés destinés à la fabrication de marmites locales. La composition chimique moyenne des matériaux est résumée dans le **Tableau I**. Les échantillons sont fabriqués dans un atelier de confection de marmites sous formes rectangulaires de dimensions 8 cm x 4 cm x 3 mm dans des moules destructibles en sable, puis laissés au refroidissement à la température ambiante. Chaque échantillon brut a subi une préparation de surface consistant en un polissage métallographique sur papier de carbure de silicium de granulométrie décroissante de grades 400, 600, 800 et 1200. Après le polissage, les échantillons sont décapés dans un bac à ultrasons pendant 5 mn dans un bain d'éthanol, rincés à l'eau distillée puis séchés à la température ambiante.

***Tableau I** : Composition chimique moyenne des échantillons d'alliages d'aluminium étudiés*

Eléments	Al	C	O	Si	Fe	Cu	Zn	Mn	Mg	Autres
Pourcentage en masse	71,93	8,17	3,54	12,78	0,65	0,54	0,53	0,20	0,55	1,6

Les caractérisations de surface ont été réalisées par microscopie optique (MO) et microscopie électronique à balayage équipée de sonde EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) (MEB-EDS). Avant tout traitement de dépôt sol-gel, chaque échantillon poli est décapé pendant 10 secondes dans une solution de soude 20% à 70 °C, rincé abondamment à l'eau courante puis soigneusement rincé à l'eau distillée. Cette étape permet le développement d'une couche d'oxyde/hydroxyde d'aluminium. Mais lorsque la couche d'oxyde est épaisse, l'adhérence du dépôt protecteur s'affaiblit. De ce fait, une deuxième étape du prétraitement est appliquée, et consiste en un décapage de la surface par de l'acide nitrique à 50% pendant 2 minutes, ce qui permet de dissoudre la couche de passivation, suivi d'un rinçage abondant à l'eau distillée. Ensuite, ces coupons ont été séchés à la température ambiante pendant 24 heures avant d'être traités par une solution aqueuse à 3% de 3-aminopropyltriéthoxysilane (APTES).

Les dépôts de silane ont été caractérisés par la spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (IR-TF) afin de s'assurer de l'effectivité du dépôt. La spectroscopie IR-TF a également servi à étudier la modification du film de l'organosilane en fonction de la température de réticulation. Les propriétés protectives de la couche de silane ont été évaluées par la polarisation potentiodynamique et la spectroscopie d'impédance électrochimique (SIE). Tous les tests électrochimiques ont été effectués dans une solution de NaCl à 3,5%, en utilisant un montage à trois électrodes avec Ag/AgCl/(KCl, 3M) comme électrode de référence (+0.205 V/NHE) et un anneau de platine comme contre-électrode. L'électrode de travail était le substrat revêtu ou non revêtu avec une surface utile d'environ 1 cm^2. Un appareil Metrohm AutoLab PGSTAT302N a été utilisé pour l'enregistrement des spectres d'impédance électrochimique et un potentiostat PAR 273A a été utilisé pour tracer les courbes de polarisation. Pour le test de polarisation, une vitesse de balayage de 0,2 mV/s après un temps d'immersion initial de 10 minutes. Les branches cathodiques et anodiques ont été collectées séparément, en commençant à 5 mV avant ou après le potentiel en circuit ouvert (OCP). L'acquisition et le traitement des données ont été faits avec le logiciel PowerSuite®. Les mesures d'impédance électrochimique ont été effectuées au potentiel d'abandon, en appliquant un signal de potentiel sinusoïdal de 10 mV (rms), dans la gamme de fréquences 100 kHz-10 mHz. Les données d'impédances ont été acquises et traités avec le logiciel Nova 2.0. Les paramètres d'impédance électrochimique ont été calculés par modélisations des interfaces électrochimiques avec des circuits électriques équivalents par le logiciel ZsimpWin 3.50.

3. Résultats et discussions

3. 1. Analyse microstructurale

Un traitement de décapage par une solution d'acide nitrique 2% v/v permet l'observation des différentes phases. Le fond gris clair occupant 80 à 90% de la zone observée (**Figure 1**) est la matrice d'aluminium ; les points noirs assez répandus dans les échantillons sont des « nodules » de silicium. Selon la littérature, dans l'alliage eutectique se trouvent le plus souvent des cristaux primaires de silicium qui ne sont pas fondus. Lors de la recristallisation, ils apparaissent comme germes cristallins du silicium qui se retrouvent sous forme de nodules dans la matrice d'aluminium [17]. On observe également sur la même figure un autre type de phase secondaire filiforme qui serait composé d'un réseau de fines particules eutectiques dispersées dans la matrice d'aluminium : il s'agit des particules intermétalliques « grossières ». Ces particules intermétalliques apparaissent dans la microstructure des alliages d'aluminium suite aux interactions entre l'aluminium et d'autres éléments présents (silicium et fer) au cours de la fusion, dans l'état liquide ou lors de la solidification [18]. Elles ne sont généralement pas affectées par les traitements thermiques à cause de la faible solubilité du fer et du silicium dans l'aluminium [19-21]. La taille de ces particules dites « grossières » est généralement comprise entre 1 et 20 μm.

Les analyses microscopiques ont aussi révélé l'existence de défauts de structure, notamment des soufflures qui se présentent sous forme de cavités ouvertes (**Figure 2a**) ou fermées (**Figure 2b**) dues à l'air emprisonné à la coulée, ou de vapeur dégagée à travers le métal liquide.

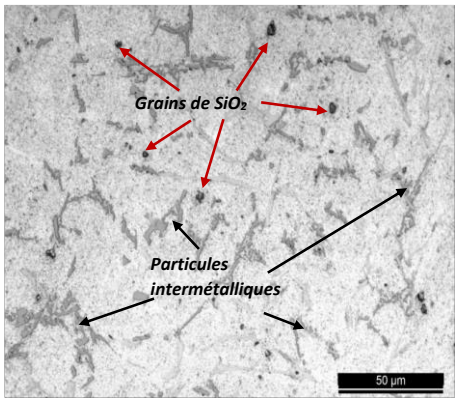


Figure 1*: composition de phases : présence de particules intermétalliques et de quelques inclusion de nodule de silice*

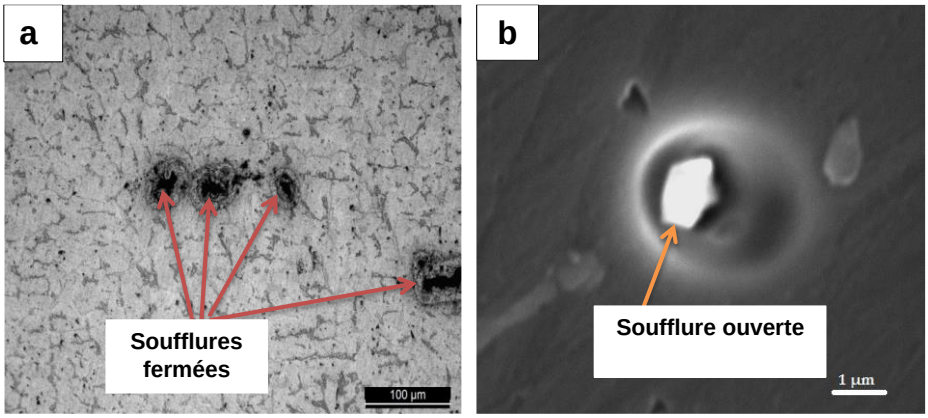


Figure 2 *: défauts de structures ; 2a : soufflures fermées et 2b : soufflure ouvertes*

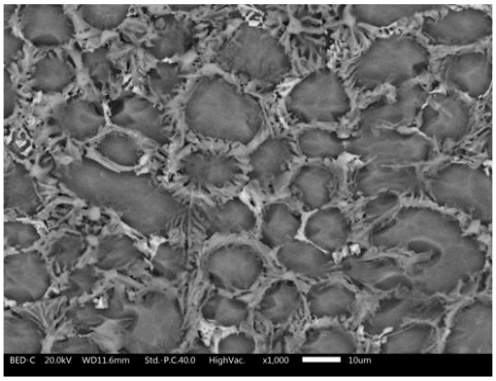


Figure 3: *Micrographie obtenue au Microscopie Electronique à Balayage de la surface de l'alliage d'aluminium recyclé, polie et non attaquée*

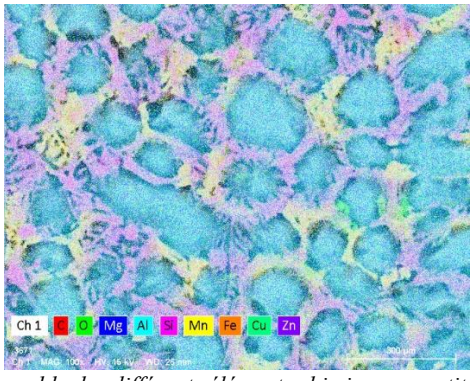


Figure 4 *: cartographie EDS de l'ensemble des différents éléments chimiques constitutifs de l'alliage d'aluminium recyclé artisanalement*

L'analyse de la micrographie obtenue par MEB nous révèle que les échantillons sont constitués de grains de formes arrondies ou allongées et de taille variable et sont délimités par des joints. La formation de ces phases, pourrait être liée au refroidissement lent après la mise en forme qui favorise une précipitation hétérogène.

Afin de déterminer la composition chimique relative du cœur des grains ainsi que des joints, nous avons réalisé un couplage MEB et EDS.

L'analyse des cartographies MEB couplés à l'EDS montre que les cœurs de grains de formes arrondies ou allongées sont essentiellement riches en éléments Al et Cu. Quant aux joints de grains, ils sont riches en Si, Fe, Cu, Mn et O.

Afin de mieux apprécier la composition chimique élémentaire des grains et joints de grains, une cartographie pour chaque élément a été réalisée. Des particules intermétalliques aux formes arrondies ou allongées et plutôt régulières dont la taille varie entre 1 et 100 µm peuvent être observées. Ces particules sont riches en éléments Al, Si, O, Cu, Fe, Mn, Mg et Zn.

L'analyse de la cartographie contenant les différentes particules intermétalliques (**Figure 5**) révèle que les particules contenant du silicium ne contiennent pratiquement pas de fer, manganèse et de cuivre, et réciproquement. Quant à l'oxygène, il se retrouve pratiquement dans les différentes particules intermétalliques.

La présence du silicium dans les échantillons est liée au type de déchet d'alliage d'aluminium utilisé. En effet, le silicium est intentionnellement utilisé dans les alliages d'aluminium de la série 4xxx car il permet d'abaisser la température de fusion des alliages et améliore leur coulabilité et par conséquent, permet de limiter les risques critiques que sont les fentes dans le métal.

La provenance du silicium ainsi que des autres particules intermétalliques dans les alliages d'aluminium recyclés artisanalement serait certainement liée à l'utilisation en proportion très importante d'alliages issus de l'automobile (moteur, jantes de voiture, carters cylindres, carters de vitesse, etc.) et des canettes de boisson. Les alliages d'aluminium recyclé artisanalement ont une composition chimique très variée en éléments. Ceci est une conséquence des choix opérés par les fondeurs pour constituer les charges de fusion. Cette caractéristique témoigne de l'extrême diversité de la qualité et de la quantité des matériaux composant le gisement des déchets d'aluminium, et d'un approvisionnement chez le fondeur lui aussi diversifié et variable dans le temps.

3.2. Caractérisation du dépôt d'organosilane

L'hydrolyse de la molécule de silane dans le solvant et sa condensation sont des processus clés pour promouvoir l'adhérence du film sur le matériau. Pour confirmer la présence d'un revêtement de silane sur la surface du matériau, la spectroscopie Infra-Rouge à Transformée de Fourier en mode réflexion totale atténuée (IRTF-RTA) a été utilisée pour étudier les groupes fonctionnels présents dans le film hybride o/i. La **figure 6** présente les spectres IRTF des échantillons traités au silane et réticulés à différentes températures

On observe que l'augmentation de la température de réticulation s'accompagne de la diminution des intensités des bandes et pics d'absorption. A partir de 200 °C les bandes et pics d'absorption des groupes $-NH_2$ et des chaines hydrocarbonées disparaissent quasiment. Les diminutions d'intensité et la disparition à partir de 200 °C des pics et bandes peuvent être attribuées à deux processus : l'évaporation de la solution adsorbée sur le substrat qui emporte des fractions de plus en plus importantes, avec l'élévation de température, des molécules du soluté et la destruction par la chaleur des fonctions amines et des chaines hydrocarbonées. Néanmoins, on observe toujours pour le substrat traité et réticulé à 200 °C une large bande autour de 1120 cm^{-1}, caractéristique de la vibration d'élongation de Si–O–Si.

3.3. Analyses électrochimiques

3.3.1. Polarisation potentiodynamique

Les courbes de polarisation anodique d'un échantillon non traité et des échantillons traités dans la solution de silane et réticulés à différentes températures sont reportées sur la ***figure 7***. Les paramètres électrochimiques obtenus par extrapolation de la droite de Tafel sont présentés au **tableau II**. Au cours de notre investigation, il s'est avéré que la réticulation du film de silane sur la surface du substrat d'aluminium est optimale pour des températures de cuisson comprises entre 100 et 160 °C.

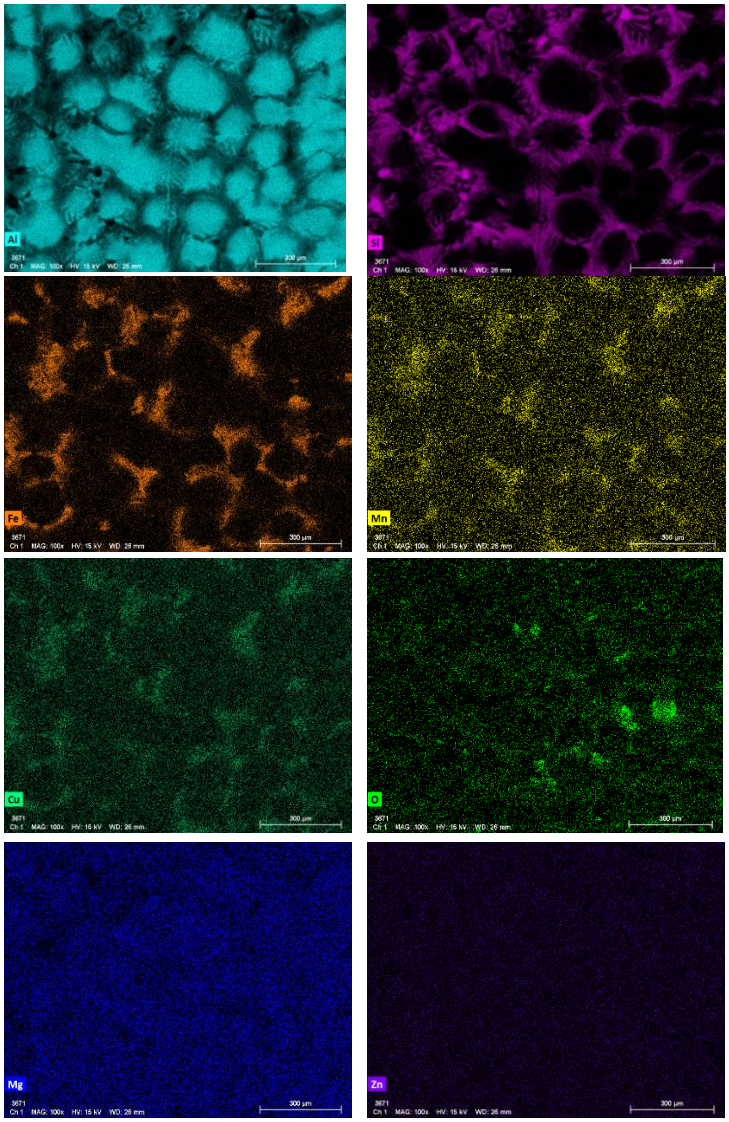


Figure 5 : *cartographie X des échantillons d'aluminium*

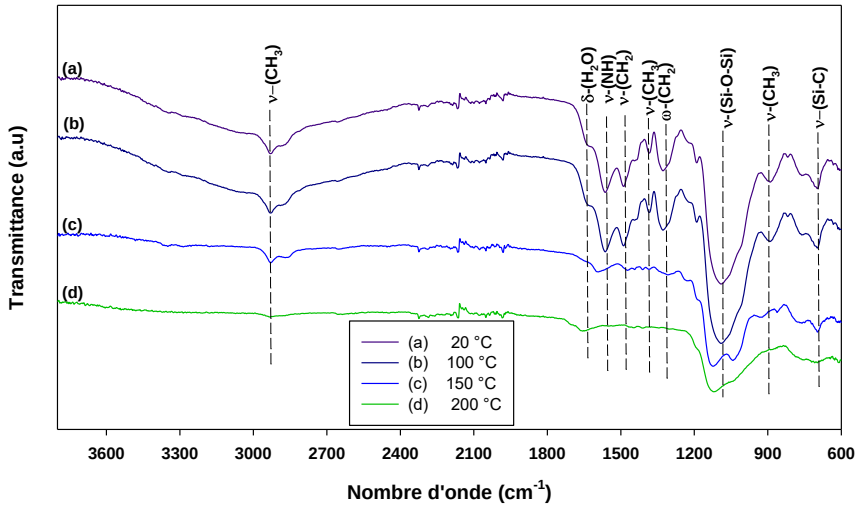


Figure 6 : *spectre IRTF des échantillons d'aluminium traités au silane et réticulés à differentes température*

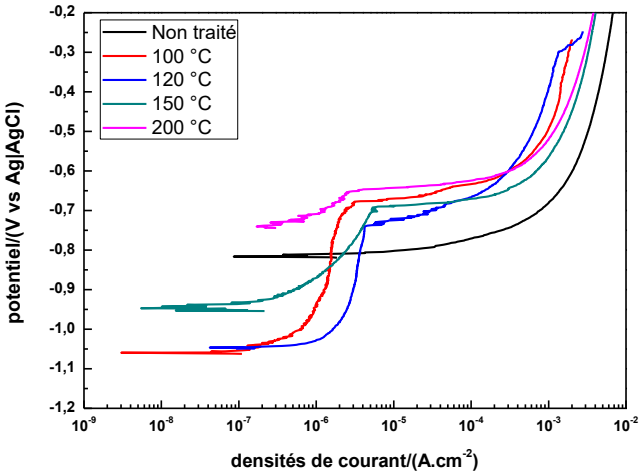


Figure 7 *: courbe de polarisation, dans une solution de NaCl 0,5 M, des échantillons traités dans des solutions à 3% m/m de l'APTES*

Tableau II *: Paramètres électrochimiques obtenus par extrapolation de Tafel*

	j_{corr} ($\mu A.cm^{-1}$)	E_{corr} (V)	E_{piq} (V)	ΔE (V)
Non Traité	13,35	-0,811	-	
100 °C	1,30	-1,065	-0,681	0,384
120 °C	1,60	-1,050	-0,738	0,312
150 °C	0,33	-0,947	-0,676	0,271
200 °C	0,11	-0,758	-0,653	0,105

Pour l'échantillon non traité, E_{corr} est de – 0,81 V et j_{corr} de 13,35 µA.cm^{-2}. L'augmentation rapide de la densité de courant anodique avec l'augmentation du potentiel montre que l'échantillon non traité est sensible à la corrosion par piqûration dans une solution de NaCl.

Les courbes de polarisation des échantillons traités et séchés entre 100°C et 150°C montrent une réduction importante de la densité du courant de corrosion j_{corr} , déplacement de E_{corr} vers des valeurs plus négatives et l'apparition d'un domaine passivité. Les déplacements de E_{corr} vers les valeurs plus négatives sont toutes supérieures à 80 mV pour les échantillons séchés entre 100 et 150°C ; ce qui se traduit par un mécanisme de protection ŧ de type cathodique [22]. Le potentiel de piqûration E_{piq} est le potentiel à partir duquel on observe une rupture de la passivité, qui est repéré sur les courbes anodiques, par une brusque augmentation de la densité du courant anodique. Pour les échantillons présentant une passivité sur les courbes de polarisation, l'étendue de $\Delta E = |E_{corr} - E_{piq}|$ est pris comme la mesure de l'initiation de la nucléation des piqûres. Plus ΔE est grand, plus la cinétique de nucléation des piqûres est lente et plus le matériau est résistant à cette forme de corrosion. Les films de silane réticulés à 100 °C et 120 °C présentent les domaines de passivité ΔE les plus larges, respectivement de 384 mV et 312 mV sur lesquels les densités de courant sont de l'ordre de 1 µ A.cm^{-2}. Pour les températures de réticulation supérieures à 120 °C, le domaine de passivité se réduit. On note pour l'échantillon réticulé à 200°C un déplacement de E_{corr} d'environ 53 mV vers des valeurs anodiques par rapport au potentiel de corrosion de l'échantillon non traité. Ce déplacement (< 80 mV), n'est pas suffisant pour être attribué à un mécanisme de protection anodique, mais pourrait se justifier par le fait que le film de silane formé est moins compact, moins dense et offre une protection moindre. L'écart avec le potentiel de l'échantillon non traité se justifie par le fait que les milieux chlorurés sont très agressifs et les potentiels de corrosion sont très instables. Ce résultat confirme l'observation déjà faite au niveau de l'analyse IR-TF, à savoir que ces températures entrainent à la fois l'évaporation d'une fraction importante du « sol » déposé sur le substrat et la destruction d'une fraction du film déposé.

3.3.2. Spectroscopie d'impédance électrochimique

Les diagrammes d'impédance de l'aluminium non traité et des échantillons d'aluminium traités au silane et séchés à différentes températures sont présentés en mode Nyquist sur la **figure 8**. Le

diagramme d'impédance de l'échantillon d'aluminium non traité présente une forme nettement différente de celles des échantillons traités au silane. Il comporte une boucle capacitive dans le domaine des hautes fréquences et une portion relativement linéaire, correspondant à une impédance de Warburg, dans le domaine des basses fréquences [23]. L'impédance de Warburg caractérise un phénomène de diffusion d'espèces électroactives comme le dioxygène et les ions chlorures pendant la corrosion de l'aluminium nu. Pour les diagrammes des échantillons traités au silane, ceux dont le film est réticulé à 100 et 200 °C, les diagrammes sont constitués par une grande boucle capacitive déformée dont le diamètre correspond à la résistance de transfert de charge R_{ct}. Pour les échantillons dont le film est réticulé entre 120 et 150° C, les diagrammes nous semblent être constitués chacun, de deux constantes de temps mal séparés : une boucle capacitive dans le domaine des hautes fréquences, dont l'exploitation permet d'estimer la résistance de transfert de charge R_{ct} et une composante aux basses fréquences qui pourrait être attribuée à un phénomène de diffusion ; l'hypothèse d'une diffusion à travers le film de silane étant possible.

Afin de déterminer les paramètres électrochimiques relatifs aux mesures d'impédance, les substrats, nus et traités, en équilibre avec la solution agressive ont été modélisés à l'aide de circuits électriques équivalents (CEE). Le CEE correspondant à chaque système est représenté sur le digramme de Nyquist (**figure 8**). Il s'agit de CEE de type R(Q(R(Q(RW))) dans le cas du substrat non traité et de type R(Q(R(QR))) dans les autres cas.

Les paramètres obtenus par la modélisation à l'aide de CEE sont résumés dans le **Tableau II**. Dans les circuits, R_s est la résistance de la solution, R_c est la résistance du revêtement et R_{ct} est la résistance au transfert de charge.

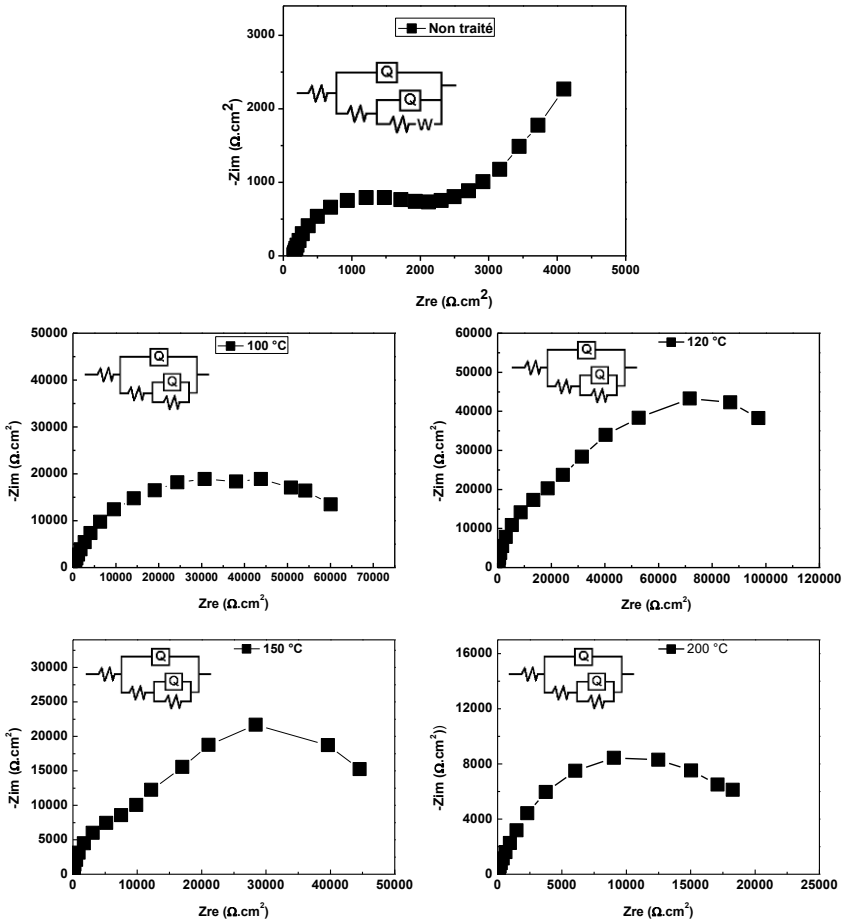


***Figure 8** : Diagrammes d'impédance électrochimique obtenus au potentiel de corrosion pour 1 heure d'immersion*

En raison de l'inhomogénéité de la surface de l'électrode, les caractéristiques de réponse en fréquence de la double couche sont incompatibles avec celles du condensateur pur. Pour obtenir un meilleur résultat de modélisation, on utilise dans le circuit équivalent un élément à phase constante (CPE), que l'on note Q, à la place d'une capacité idéale. L'impédance Z_{CPE} d'un élément à phase constant est donnée par la relation

$$Z_{CPE} = [Q(j\omega)^n]^{-1}$$

Où j est un nombre imaginaire, $\omega = 2\pi f$ est la vitesse angulaire en rad/s, f la fréquence de la perturbation sinusoïdale appliquée ; n est l'exposant du CPE. Pour les valeurs entières 1 ; 0 et -1 de n, l'élément à phase constante est respectivement un condensateur pur, une résistance pure et une inductance pure. La valeur de $n = 0{,}5$ correspond à Warburg impédance (W). n sert comme facteur de mesure d'hétérogénéité de la surface due à la rugosité de surface ou à l'adsorption et la formation de couche poreuse sur l'échantillon [24].

Q_c et Q_{dl} représentent respectivement la capacité de revêtement et la capacité de double couche. En raison de la différence diélectrique entre le film de silane et le substrat, il existe deux constantes de temps sur le schéma du circuit de montage, à savoir, R_c et Q_c sont parallèles, ce qui correspond à la propriété diélectrique du film de silane et la première constante de temps. n_c et n_{dl} représentent les exposants des CPEs associés respectivement au revêtement et à l'interface revêtement-substrat. Le sous-circuit parallèle, R_{ct} et Q_{dl}, désigne les propriétés diélectriques de l'interface revêtement-substrat, donnant une deuxième constante de temps. Pour l'échantillon d'aluminium non traité, en raison de la présence d'un film natif d'oxyde d'aluminium et du fait que le transfert de charge est affecté par le processus de diffusion semi-infinie, l'impédance de Warburg (W) apparaît dans le circuit équivalent. Des résultats du **Tableau III**, on observe des valeurs plus élevées de R_{ct} pour les échantillons traités aux silanes. La plus grande valeur est obtenue avec l'échantillon traité et séché à 120 °C, où sa valeur vaut environ 100 fois celle de l'échantillon non traité.

Plus la valeur de R_{ct} est grande, plus le processus de transfert de charge à l'interface entre le revêtement de l'organosilane et le substrat est difficile. Les résultats obtenus par la spectroscopie d'impédance électrochimique corroborent parfaitement ceux de la polarisation potentiodynamique. Les meilleures propriétés anticorrosion sont obtenues lorsque le film de silane déposé sur le substrat est réticulé entre 100 et 150°C. Les valeurs de l'exposant n_c du CPE relatif au revêtement sont très proches de 1, ce qui indique que le revêtement est assez homogène. Par contre, les valeurs de n_{dl}, qui l'interface métal-revêtement, sont dispersées et montrent des grandes inhomogénéités de surface du substrat. Cela se justifie bien par le fait que les alliages étudiés ont révélé beaucoup d'inclusions hétérogènes dans l'analyse microstructurale.

4. Conclusion

Nous avons analysé la composition chimique et la microstructure d'un échantillon d'aluminium produit dans l'artisanat au Burkina Faso par recyclage de déchets d'aluminium. Ces analyses ont montré que l'aluminium recyclé localement a une teneur qui varie entre 80 et 90 % en élément Al. La microstructure du matériau recyclé montre qu'il est vulnérable à la corrosion humide.

***Tableau III** : Paramètres électrochimiques obtenu par modélisation de circuits électriques équivalents*

Echantillon	R_s $\Omega.cm^2$	$Q_c \times 10^6$ $S.cm^{-2}S^n$	n_c	R_c $\Omega.cm^2$	$Q_{dl} \times 10^6$ $S.cm^{-2}S^n$	n_{dl}	R_{ct} $\Omega.cm^2$	$W \times 10^6$ $S.cm^{-2}S^5$	$\chi^2 \times 10^{+4}$
Non Traité	157,3	6,3	0,86	1691	100	0,67	836,5	408,2	1,19
100 °C	171,3	11,5	0,85	18930	24,37	0,45	62100	–	1,98
120 °C	122,5	13,39	0,91	35580	12,65	0,80	94030	–	9,34
150 °C	177,2	30,87	0,96	13270	28,6	0,74	61430	–	4,70
200 °C	168,4	40,68	0,85	29820	12,89	0,53	40120	–	2,56

Un traitement de surface en vue d'améliorer sa résistance à la corrosion a été réalisé par voie sol-gel avec 3-aminopropyltriéthoxysilane comme précurseur à une concentration de 3% en masse. Des analyses IR-TF ont permis d'établir qu'un film hybride organique/inorganique (o/i) se forme par condensation à la surface du substrat d'aluminium recyclé par un traitement dip-coating dans une solution du précurseur. La qualité du film est fortement tributaire de la température de séchage de l'échantillon prétraité. Aux faibles températures, la cinétique de condensation est extrêmement lente. Des températures de séchage trop élevées, vers 200 °C, conduisent à une évaporation importante du « sol » et une destruction du film hybride.

Les performances anticorrosives du film hybride o/i ont été évaluées par la polarisation potentiodynamique et la spectroscopie d'impédance électrochimique. Les résultats obtenus par ces deux techniques électrochimiques d'analyse de la corrosion ont montré que les propriétés protectives du revêtement sont optimales lorsque sa condensation s'est faite autour de 120 °C.

Remerciements

Les auteurs remercient très chaleureusement le Prof. Stefano Rossi et son équipe à l'Université de Trento pour l'appui dans la réalisation des dépôts par dip-coating et des analyses MEB.

Références bibliographiques

[1] Romainville M., *Les routes africaines de l'aluminium* ; Techniques & Culture, (2008) 51, 74-97
[2] Street R.A., Mathee A., Tanda S., et al., Science of the Total Environment (2020) 699, 134324.
[3] Osborn E. L., African Identities (2009) 7, 373-386
[4] Weidenhamer, J.D., et al, Science of the Total. Environment (2017) 579, 805-813
[5] Ramdé T., Bonou L., Guel B., Legma J.B.; *J. Soc. Ouest-Afr. Chim. (**2008**) 026, 113-121***.***
[6] Ramdé T., Guel B, Bonou L, Legma J. B.; Phys. Chem. News (2011) 62, 111-121
[7] Al Juhaiman, L.A., Int. J. Electrochem. Sci. (2012) 7, 7283–7294.
[8] Al Zubaidy, E. A., Mohammad, F., Bassioni, G., Int. J. Electrochem. Sci. (2011) 6, 6424–6441.
[9] Jeffrey D. Weidenhamer et al.; Science of the Total Environment (2014) 496, 339–347,
[10] Karbouj, R.. Food Chem. Toxicol. (2007) 45, 1688–1693.
[11] Odularu A. T., Ajibade, P. A., Onianwa P. C. ISRN Public Health (2013); 1- 4
[12] Swaddiwudhipong W, Tontiwattanasap W, Khunyotying W, Sanreun C. Southeast Asian Journal of Tropical Medicine and Public Health (2013) 44, 1079.
[13] Çiftçi T. D, Henden E., Science of the Total Environment (2016) 569, 1530 -1535.
[14] Zhou L, et al. International Journal of Food Properties (2017) 20; 3301-3310
[15] R. Karbouj, I. Desloges, P. Nortier ; Food and Chemical Toxicology (2009) 47 , 571–577;
[16] Birbilis N., Hinton B.; Fundamentals of Aluminium Metallurgy, (2011) ; 574–604.
[17] Sarah H., Thèse de Doctorat de l'Université pierre et Marie Curie (2009) ; 98-110.
[18] Hamerton R.G, Cama H, Meredith M.W, J. Mater. Sci. Forum (2000) 331-337; 143–154
[19] Ayer R., Koo J.Y., Steeds J.W., et al. Metall Mater Trans, (1985); 1925–1936
[20] N.A Belov, A.A Aksenov, D.G Eskin, Alloys Impurity and Alloying Element, Fisrt Edition (2002); London
[21] Ura-Binczyk E. Materials (2022) 15, 360
[22] Milošev I; Acta Chim. Slov. (2019) 66, 511–533
[23] Xin C., Wenming T., Songmei L. , Mei Y., Jianhua L.; Chinese journal of aeronautic; (2016) 29; 1142-1150;
[24] Zhang H., Man C., Wang L., Dong C., Wang L., Kong D., Wang X.; Corrosion Sciences (2020) 169;