

Comparaison des propriétés diélectriques de substrats d'alumine (Al_2O_3) obtenus par voies de fabrication additive et soustractive

Hugo LUIS^{1,2}, Lucile MAGE¹, Marie BEAUJARD¹, Vincent BLEY², Marie-Laure LOCATELLI², Régis DELSOL¹, Zarel VALDEZ-NAVA²

¹CEA, CEA Tech Occitanie, F-31670 Labège, France

²LAPLACE, Université de Toulouse, Toulouse INP, CNRS, Toulouse, France

RESUME- L'alumine, Al_2O_3 , est une céramique clé dans les applications en électronique de puissance en raison de ses propriétés thermiques et diélectriques. Le développement des méthodes de fabrication additive ouvre la voie à de nouvelles structures pour la dissipation thermique et l'isolation des systèmes électriques. Cependant, le lien entre ce mode d'élaboration et les propriétés diélectriques finales est peu connu. Dans cette étude des céramiques sont produites par voie additive (stéréolithographie), ainsi que par voie soustractive (compaction isostatique à froid et usinage) utilisée comme référence. Pour les deux procédés, la poudre initiale d' Al_2O_3 et le protocole de frittage sont identiques. Les propriétés diélectriques (permittivité, pertes et rigidité diélectrique) des alumines obtenues par les deux voies sont comparées. Des analyses microstructurales permettront d'établir le lien entre procédés d'élaboration et propriétés diélectriques des matériaux étudiés.

Mots-clés— Al_2O_3 -Additive-Manufacturing-Dielectric-Packaging-CIP-Stereolithography – SLA-DLP.

1. INTRODUCTION

L'électronique de puissance permet aujourd'hui l'électrification de nombreux domaines tels que le transport d'énergie, la mobilité (automobile, aéronautique, ferroviaire) ainsi que le développement de l'électronique grand public. Ces applications requièrent des systèmes de plus en plus performants, fiables et compacts. Ces objectifs sont souvent atteints par l'augmentation de la densité de puissance des systèmes, en particulier lorsque des composants à semi-conducteurs à grand gap sont utilisés [1].

Les céramiques, grâce à leurs propriétés diélectriques et thermiques, sont utilisées dans ces nouveaux systèmes en tant que substrats isolants électriques et/ou dissipateurs thermiques.

L'alumine (Al_2O_3) présente des propriétés intéressantes [2] en raison de sa rigidité diélectrique (13,9 kV/mm), de sa permittivité stable en fréquence et de sa conductivité thermique ($30 \text{ W.m}^{-1}\text{K}^{-1}$) [2]. Cependant, les propriétés diélectriques de l'alumine varient selon le procédé d'élaboration utilisé [3]. Pour augmenter la densité de puissance des systèmes, l'une des pistes explorées est d'optimiser les géométries des isolants et dissipateurs de chaleur. Les nouvelles technologies de mise en forme des céramiques en 3D permettent de concevoir des architectures qui étaient jusqu'à présent inaccessibles. Trois méthodes sont possibles pour ce faire : la méthode directe, la méthode additive et la méthode soustractive. La méthode directe

implique l'utilisation d'un moule de la forme finale voulue [4]. La méthode soustractive nécessite un usinage de la pièce obtenue après densification. La méthode additive réalise directement des géométries complexes permettant de nouvelles possibilités de design de l'élément du packaging [5].

Toutes ces méthodes sont suivies d'une étape de frittage des poudres après la mise en forme. Dans le cas de l'élaboration de pièces de formes très complexes, seules les méthodes additives et soustractives sont pertinentes.

Les propriétés des alumines obtenues par voies soit directe, soit soustractive ont fait déjà l'objet de nombreuses études. Les propriétés les plus étudiées pour les matériaux élaborés par fabrication additive concernent les propriétés mécaniques [6],[7] et nous n'avons relevé aucune comparaison systématique des propriétés diélectriques des alumines obtenues par ce procédé. L'objectif est donc d'évaluer les propriétés diélectriques, d'une part la rigidité diélectrique, et d'autre part la permittivité et les pertes diélectriques.

La géométrie plane est la forme la plus utilisée pour caractériser les propriétés de rigidité diélectrique et de permittivité des céramiques obtenues par frittage de poudres. Elle peut présenter une épaisseur comprise entre quelques dizaines de μm et quelques millimètres. Les faibles épaisseurs rendent la manipulation difficile et les grandes épaisseurs peuvent imposer des tensions de rupture élevées et nécessiter de grandes surfaces pour évaluer la permittivité. Ce type de géométrie, considéré comme présentant un fort facteur de forme, peut présenter un défi particulier lors de l'impression par stéréolithographie assistée par projection de lumière (SLA-DLP), qui nécessite une construction par succession de couches de pâte de quelques dizaines de μm d'épaisseur. Des défauts type peuvent être créés, comme des délaminations, un mauvais état de surface et des déformations (ondulations et courbures) après le frittage.

Cette étude commencera par l'obtention des pièces par fabrication additive utilisant la stéréolithographie assistée par projection de lumière (SLA-DLP), nécessaires pour les caractérisations électriques. Puis nous comparerons leurs propriétés à celles de l'alumine obtenue à partir de la même poudre par une méthode conventionnelle, qui servira de référence dans notre étude afin de qualifier les propriétés obtenues par fabrication additive. La méthode conventionnelle retenue est la compaction isostatique à froid (CIP), couramment

utilisée comme base pour des procédés d'élaboration par voie soustractive via un usinage après frittage. Le pressage isostatique à froid (CIP) présente l'avantage de permettre des densités à cru maximales par rapport à d'autres méthodes et de limiter, voire d'éliminer l'utilisation de liants organiques, sources de défauts lors du frittage. Le second matériau ainsi élaboré servira de référence et permettra de mettre en évidence l'impact éventuel de la procédure de mise en forme par SLA-DLP sur les propriétés intrinsèques de l'alumine.

2. PROCEDURE EXPERIMENTALE

2.1. Méthodes d'élaboration des céramiques

Les processus d'élaboration des céramiques selon les deux voies sont présentés schématiquement dans la Fig. 1.

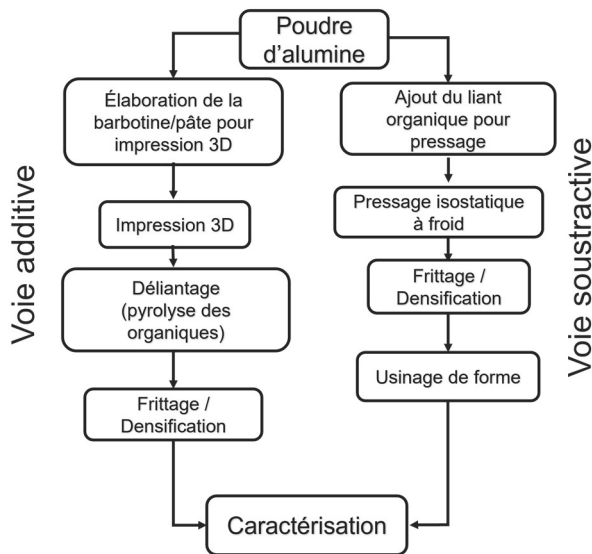


Fig. 1. Schéma des principales étapes d'élaboration d'une pièce céramique par voies additive et soustractive.

Un seul type de poudre est utilisé pour les deux procédés : une alumine (CT1200SG, Almatiss, Allemagne) calcinée, broyée et dopée en magnésie (entre 600 et 800 ppm).

2.1.1. Elaboration par SLA-DLP

La poudre d'alumine est mélangée avec un rapport massique de 80:20 avec une résine photoréticulable composée de 1,6-hexanediol di-acrylate, cyclic Triméthylpropane Formal Acrylate, Ditréthylpropane Tetraacrylate et Tripropylène Glycol DiAcrylate (avec un rapport massique de 4:3:2:1). 5%_{masse} d'agent tixotrope (BYKJET7410ET) par rapport à la masse de résine sont ajoutés au mélange. Cette préparation est placée sous agitation pendant 1 h. La poudre est incorporée à la résine à l'aide d'un mélangeur planétaire (SK-300SII, Kakunter, Allemagne), à une vitesse de 1500 tours/min pendant 3 minutes. Enfin, un photo-initiateur (Speedcure XKM, Lamson) sensible à 365 nm est ajouté à la formulation dans la proportion de 1%_{masse} par rapport à la résine. Ce mélange est passé au broyeur tricylindre jusqu'à obtenir une pâte lisse dont les agrégats sont inférieurs à 20 µm. Les pièces sont imprimées au moyen d'une machine SLA-DLP (V6000, Prodways, France). La construction se fait par succession de couches de 50 µm d'épaisseur.

Pour caractériser électriquement les échantillons, une surface importante et des épaisseurs fines sont nécessaires. Pour identifier les géométries réalisables, un lot d'échantillons cylindriques de diamètres variables (entre 10 et 20 mm) et d'épaisseurs différentes (entre 0,5 et 1,5 mm) a été imprimé en plusieurs exemplaires. Les pièces ainsi formées ont été ensuite

nettoyées par trempage dans un bain de DPNB (Dipropylène glycol n-butyl ether) pour enlever le surplus de pâte d'alumine. Le lot d'échantillons est placé dans un four de déliantage thermique pour l'évacuation des espèces organiques composant la résine photo-réticulante.

2.1.2. Elaboration par CIP

La poudre céramique est mise dans un moule souple puis placée dans une presse isostatique (400-228X254, EPSI, Belgique). Une pression de 300 MPa est appliquée pendant 20 minutes. La pièce ainsi formée est démoulée et placée dans le four de frittage pour obtenir une céramique dense.

L'usinage par tronçonnage (Secotom-10, Struers, Danemark) des pièces a été effectué aux dimensions de la même gamme que celles obtenues par SLA-DLP.

2.1.3. Frittage

Le frittage consiste en une montée en température progressive à 2 K/min jusqu'à 1650 °C. Cette montée est suivie d'un plateau de 5 heures avant une descente à la température ambiante dans un four. Les échantillons obtenus après mise en forme par voie additive et frittage présentent des épaisseurs comprises entre 0,5 et 1,5 mm, avec quelques défauts (éclats) sur les bords, issus de la manipulation des objets. Les échantillons obtenus par compaction isostatique après frittage présentent des formes irrégulières en raison du moulage et de la fissuration des pièces à cru.

2.2. Caractérisations microstructurales

Le contrôle de la morphologie (épaisseur, diamètre) des pièces obtenues par voie additive a été effectué après frittage. Les observations microstructurales ont été réalisées à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB-FEG-JSM 6700F, Jeol, Japon) équipé d'une sonde pour la spectroscopie de rayons X à dispersion d'énergie (EDS) permettant la caractérisation chimique locale en complément de l'imagerie. La taille des grains, la présence de porosités et l'homogénéité microstructurale et chimique ont été observées pour les céramiques issues des deux procédés, CIP et SLA-DLP.

2.3. Caractérisations diélectriques

2.3.1. Spectroscopie diélectrique large bande

Afin de caractériser les échantillons, une fine couche d'or (60 nm) a été appliquée par pulvérisation cathodique sur les deux faces des échantillons, ce qui a permis de former une structure MIM (métal-isolant-métal) avec une surface circulaire de 10 mm de diamètre. Les échantillons ont été placés dans un spectromètre diélectrique à large bande (Alpha-A, Novocontrol, Allemagne), appliquant une tension alternative de 3 Vrms, afin de mesurer leur impédance dans des gammes de fréquence et de température variant respectivement de 0,1 Hz à 1 MHz, et de -100 °C à 200°C. La partie réelle de la permittivité, le facteur de pertes diélectriques sont déduits de l'impédance et de la phase mesurée.

2.3.2. Rigidité diélectrique

La mesure de la tension de rupture des alumines a été réalisée à l'aide d'un testeur de rigidité diélectrique (DPA 75C, Baur, Allemagne). Pour garantir une mesure représentative et éviter le cheminement en surface, les échantillons d'alumine, non métallisés, ont été placés entre les électrodes du dispositif en configuration sphère/sphère (diamètre de 12,5 mm) et entièrement immergés dans un fluide diélectrique (Galden HT 55, Solvay, Italie).

Après la mesure de la tension de rupture (V), le champ (E) a été calculé selon la relation impliquant l'épaisseur de l'échantillon (d) :

$$E = \frac{V}{d} \tag{1}$$

Afin d'évaluer la distribution statistique des champs de rupture mesurés, la loi de Weibull à deux paramètres a été appliquée aux données expérimentales. Cette loi est couramment utilisée pour modéliser la distribution de défaillances dans les matériaux isolants soumis à des sollicitations électriques. Elle permet de décrire la probabilité cumulative (P_c) d'un lot d'échantillons subissant une rupture diélectrique à un champ E , selon l'expression :

$$P_c(E) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{E}{\alpha}\right)^\beta\right) \tag{2}$$

Où α est le paramètre d'échelle correspondant au champ pour lequel 63,2 % des échantillons ont rompu, et β est le facteur de forme et contrôle la dispersion des champs de rupture. Le champ de rupture E est calculé pour chaque échantillon en divisant la tension de rupture mesurée (en kV) par l'épaisseur correspondante sur le lieu de la rupture (en mm). Ces valeurs ont ensuite été triées par ordre croissant afin d'établir un rang i pour chaque mesure, indispensable pour le calcul de la fonction de probabilité. La fonction de répartition cumulative $F(i)$ a été estimée à l'aide d'une approximation du rang médian :

$$F(i) = \frac{i-0,3}{n+0,4} \tag{3}$$

où i est le rang de l'échantillon dans une série de mesures comprenant n valeurs.

Une linéarisation de la loi de Weibull a ensuite été effectuée afin de permettre une régression linéaire.

$$b = -\beta \cdot \ln(\alpha) \tag{4}$$

La pente de cette droite correspond au module de Weibull β , tandis que l'ordonnée à l'origine permet d'estimer α par la relation :

$$\alpha = \exp\left(\frac{-b}{\beta}\right) \tag{5}$$

Cette approche permet donc de modéliser le comportement statistique de la rupture diélectrique des céramiques testées, et de comparer les distributions associées à chaque procédé.

3. RESULTATS ET DISCUSSION

3.1. Résultats des caractérisations microstructurales

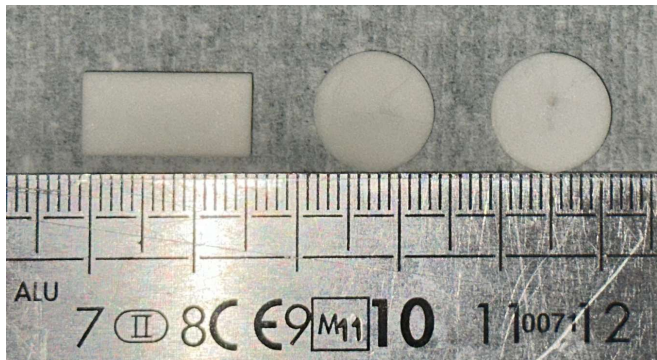


Fig. 2. Image de pièces d'alumine élaborées par SLA-DLP.

La Fig. 2 présente une série d'échantillons en alumine réalisés par SLA-DLP. Ce procédé, bien que prometteur pour la mise en forme de matériaux diélectriques, est encore en phase de maîtrise en raison d'un développement interne de la barbotine d'impression et des conditions d'impression, ce qui se traduit par une variabilité dimensionnelle sur les échantillons obtenus.

Les échantillons circulaires et rectangulaires montrent des écarts visibles de géométrie par rapport aux dimensions souhaitées, imputables à plusieurs facteurs du procédé SLA-DLP : contrôle de la photopolymérisation, retrait du frittage, ou encore défauts introduits lors de la manipulation post-frittage. Les échantillons ayant des épaisseurs d'environ 1,4 mm présentant le moins de défauts de planéité et le plus de régularité dimensionnelle ont été sélectionnés pour les caractérisations par spectroscopie diélectrique.

Les échantillons issus du CIP ont été découpés pour obtenir des échantillons dans la même gamme d'épaisseurs que ceux obtenus par SLA-DLP, et avec les deux faces parallèles. Ils présentent des formes irrégulières comme montré en Fig. 3 (après découpe).



Fig. 3. Image de pièces d'alumine élaborées par CIP après la découpe.

Les tailles pour chaque type d'échantillon sont résumées dans le Tableau 1.

Tableau 1. Tableau récapitulatif des dimensions des pièces et des caractérisations réalisées.

SLA-DLP	CIP	Caractérisation
Dimensions	Dimensions	Spectroscopie diélectrique (SD)/ Rupture diélectrique (Ebr)
Épaisseur (diamètre) (mm)	Épaisseur (diamètre) (mm)	
0,7 (11,96)	0,76 (18,13)	Ebr
0,77 (12)	0,77 (19,26)	Ebr
0,8 (12)	0,8 (17,67)	Ebr
0,87 (10)	0,81 (17,68)	Ebr
0,90 (11,84)	0,83 (17,88)	Ebr
1,00 (11,85)	0,9 (18,63)	Ebr
1,32 (11,94)	1,11 (19,11)	Ebr
1,36 (13,35)	1,16 (19,67)	Ebr
1,38 (13,20)	1,3 (17,58)	Ebr
1,4 (12,10)	1,3 (20,34)	SD
1,4 (13,26)	1,3 (19,84)	SD
1,4 (12,06)	1,3 (19,48)	SD

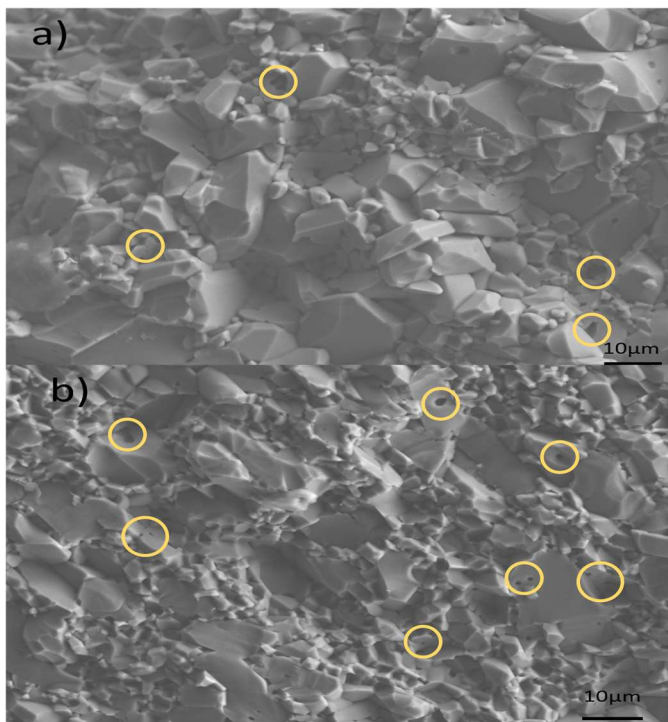


Fig. 4. Images MEB des surfaces de fracture des échantillons d'alumine élaborés par CIP (a) et par SLA-DLP (b) sur lesquels les mesures de taille de grains ont été faites.

Les observations en surface après fracture par microscopie électronique à balayage (MEB), réalisées afin d'évaluer la microstructure des échantillons d'alumine sont présentées Fig. 4.

L'échantillon issu du CIP présente une microstructure dense, constituée de grains avec des tailles bimodales, compris entre 1-2 μm pour les plus petits grains et entre 10 μm et 15 μm pour les grains de grandes tailles. La structure est homogène et exempte de porosité macroscopique identifiable en Fig. 4a). La surface de fracture apparaît continue, indiquant une bonne cohésion intergranulaire. Des pores intergranulaires submicroniques sont identifiables (cerclées de jaune). Aucun défaut structural majeur, tel que fissuration ou pores interconnectés, n'est observé.

En comparaison, l'échantillon issu du procédé SLA-DLP présente une microstructure plus hétérogène. On y observe des porosités résiduelles (cerclées en jaune Fig. 4b), réparties uniformément. La taille des grains est comprise entre 10 μm et 20 μm pour les gros grains constituant la microstructure et 3 μm et 5 μm pour les plus petits.

De plus, les analyses présentées dans la Fig. 5 réalisées avec la sonde EDS couplée au MEB n'ont pas révélé de différence de composition chimique significative entre les deux types d'échantillons. Ceci suggère que les variations observées dans les propriétés diélectriques seront principalement liées à la microstructure (porosité, homogénéité), et non à une différence de nature ou de pureté chimique.

La mesure de densité des pièces obtenue avec une balance d'Archimède pour les pièces élaborées par CIP et par SLA, ne révèle pas de différence, avec une valeur de 3,89 pour les deux procédés, soit 98 % par rapport à la densité théorique de 3,97.

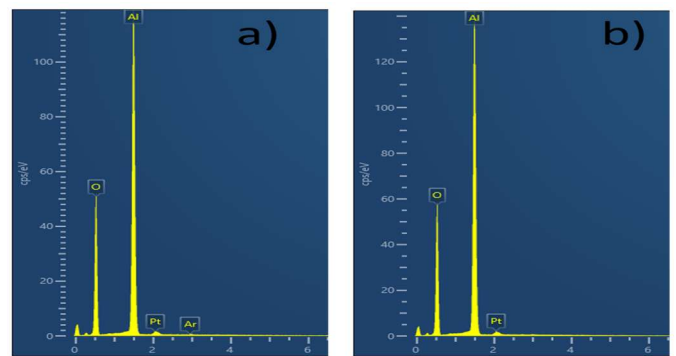


Fig. 5. Comparaison d'analyse EDS entre un matériau fabriqué par CIP (a) et une alumine fabriquée par SLA-DLP (b). La présence de Pt correspond à la métallisation nécessaire pour l'observation MEB.

Ces observations montrent l'influence significative du procédé de fabrication sur la qualité microstructurale de l'alumine, avec une différence appréciable de la voie incluant le CIP en termes d'homogénéité microstructurale.

3.2. Résultats des caractérisations diélectriques

3.2.1. Spectroscopie diélectrique

La Fig. 6 présente l'évolution de la permittivité diélectrique réelle (ϵ') en fonction de la température à 1 kHz pour les deux types de matériaux.

L'augmentation observée avec la température est due à des phénomènes de polarisation thermiquement activés.

Les échantillons issus du procédé CIP (Fig. 6) présentent des valeurs de permittivité légèrement plus élevées que les céramiques obtenues par SLA-DLP. Pour une fréquence de 1 kHz à 20°C, ϵ' est de 9,41 pour les pièces élaborées par CIP et 9,26 pour celles fabriquées par SLA-DLP. Les valeurs de permittivité mesurées sont de l'ordre de grandeur de celles rapportées dans la littérature pour l'alumine. En particulier, Di Marco et al. (2016) [8] rapportent des valeurs comprises entre 8,8 et 9,2 pour des échantillons compacts obtenus par CIP, tandis que les études sur les matériaux SLA-DLP [9] indiquent des permittivités allant de 5 à 9, dépendantes du taux de porosité et des conditions de frittage. Pour les aluminés polycristallins, avec des densités très élevées, les permittivités relatives peuvent atteindre des valeurs de 9 à 10 [10].

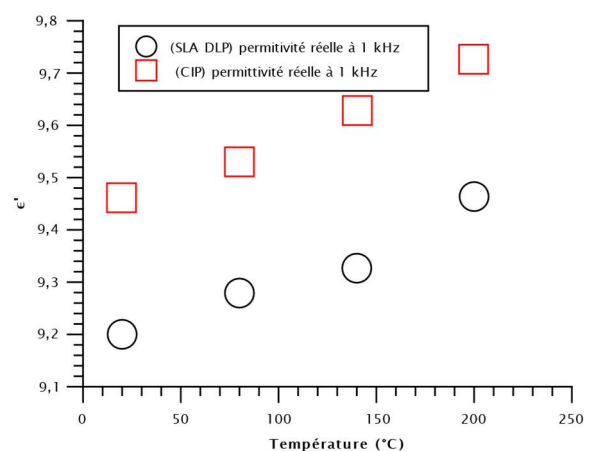


Fig. 6. Comportement en température de la permittivité relative (ϵ_r) mesurée à quatre températures (20 °C, 80 °C, 140 °C, 200 °C) : comparaison entre aluminés fabriqués par CIP et par SLA-DLP à 1 kHz.

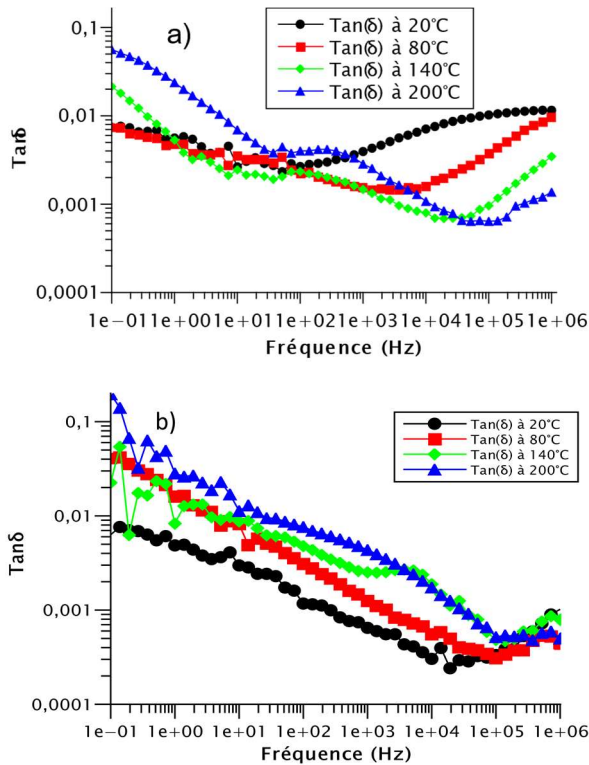


Fig. 7. Comportement en fréquence du facteur de pertes ($\tan\delta$) mesuré à quatre températures (20 °C, 80 °C, 140 °C, 200 °C) : comparaison entre alumines fabriquées par CIP (a) et par SLA-DLP (b).

Les Fig. 7a) et 7b) présentent l'évolution du facteur de pertes diélectriques ($\tan\delta$) en fonction de la fréquence pour les échantillons d'alumine élaborés respectivement par CIP et SLA-DLP, mesurés à différentes températures (20 °C, 80 °C, 140 °C et 200 °C).

Pour les échantillons CIP (Fig. 7a), les pertes diélectriques à basse fréquence (10 Hz – 100 Hz), présentent une augmentation avec la température atteignant un maximum aux alentours de 0,015 à 0,1 Hz à 200 °C. Ce comportement est cohérent avec une conduction activée thermiquement [3].

L'alumine obtenue par SLA-DLP (Fig. 7b) présente des valeurs de $\tan\delta$ globalement plus sensibles à la température, en particulier à basse fréquence où les pertes peuvent dépasser 0,1 à 200 °C et à 0,1 Hz. L'effet de la température est également plus marqué sur toute la gamme fréquentielle. Cette évolution peut indiquer une conduction activée à travers les chemins de fuite associés aux défauts structuraux, tels que les porosités résiduelles et les interfaces mises en évidence par MEB. Les valeurs de $\tan\delta$ mesurées sont cohérentes avec celles rapportées par d'autres travaux qui décrivent le lien entre la densité, la porosité et la taille de grains et les pertes diélectriques [8]-[10].

3.2.2. Rupture diélectrique

Les tensions de rupture diélectrique ont été mesurées pour les alumines élaborées par les procédés CIP et SLA-DLP. Les valeurs sont reportées dans la Fig. 8.

Chaque point du graphique (Fig. 8) correspond à une valeur mesurée. En fonction de la surface et de l'épaisseur des échantillons, il a été possible d'effectuer jusqu'à cinq mesures par échantillon. On observe une forte dépendance du champ de rupture par rapport à l'épaisseur des échantillons (Fig. 8). Cette dépendance du champ de rupture diélectrique des alumines est décrite dans la littérature [10]-[12] et constitue un facteur à prendre en compte.

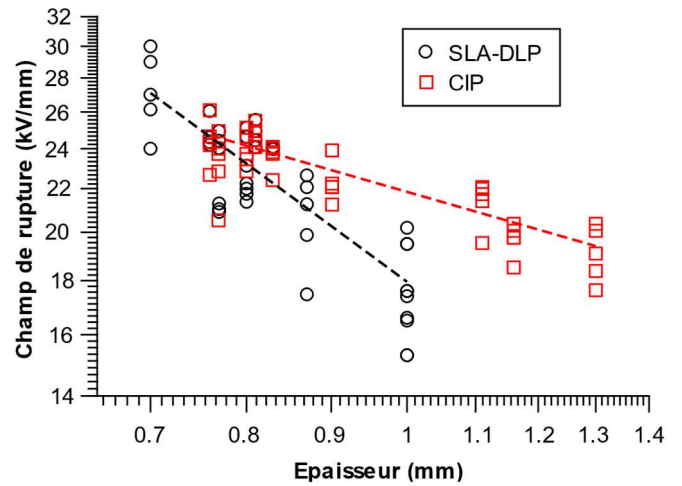


Fig. 8. Champs de rupture (E_{br}) des alumines élaborées par SLA DLP et par CIP. Les lignes discontinues correspondent à une régression linéaire des valeurs α - E_{br} pour chaque type d'alumine.

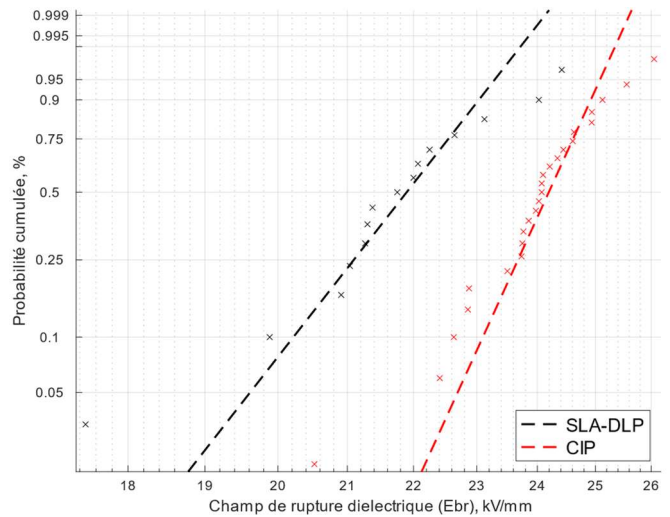


Fig. 9. Diagramme de Weibull du champ de rupture des alumines élaborées par SLA DLP et par CIP. Les lignes discontinues correspondent à la régression linéaire des valeurs α - E_{br} pour chaque type d'alumine.

En raison de cette dépendance à l'épaisseur, seuls les échantillons présentant une épaisseur comprise entre 0,76 et 0,87 mm ont été retenus pour l'analyse statistique de Weibull, afin de caractériser la dispersion et les paramètres statistiques des tensions/champs de rupture. La Fig. 9 présente les distributions obtenues.

Les résultats sont résumés dans le Tableau 2. Les échantillons obtenus par CIP présentent un champ de rupture moyen de 22,47 kV/mm, contre 21,39 kV/mm pour ceux issus du procédé SLA-DLP. Le paramètre de forme β , qui reflète la dispersion des données, est plus élevé pour le CIP (23,9) que pour le SLA-DLP (13,9), indiquant une meilleure homogénéité des échantillons dans le premier cas. Le facteur d'échelle α (champ auquel 63,2 % des échantillons rompent) est également supérieur pour le CIP. Ces résultats confirment une meilleure homogénéité structurale de ce type de matériau par rapport à celle du matériau obtenu par SLA-DLP, dont la microstructure plus irrégulière observée au MEB peut expliquer la plus grande dispersion dans les valeurs de rupture diélectrique [3].

Tableau 2 – Paramètres de Weibull extraits des mesures de rupture diélectrique des alumines obtenues par les procédés CIP et SLA-DLP d'épaisseur comprise entre 0,7 mm et 0,87 mm.

Échantillons	α , rupture à 63,2% (kV/mm)	β
Al ₂ O ₃ par CIP	24,5	23,9
Al ₂ O ₃ par SLA-DLP	22,5	13,9

Ces résultats montrent l'influence du procédé de fabrication sur la performance diélectrique des alumines : le procédé CIP confère une meilleure fiabilité et une rigidité diélectrique plus élevée, tandis que le SLA-DLP génère des matériaux présentant une variabilité de ces propriétés plus importante.

4. CONCLUSIONS

Cette étude visait à évaluer les propriétés diélectriques de l'alumine élaborée par stéréolithographie par projection numérique (SLA-DLP), procédé de fabrication additive encore peu exploré pour les céramiques fonctionnelles, en les comparant à celles obtenues par un procédé conventionnel de référence : la compaction isostatique à froid (CIP).

Les mesures de permittivité relative ont montré que les deux matériaux présentent des valeurs proches, bien que l'alumine SLA-DLP affiche une sensibilité légèrement supérieure à la température. Cette différence peut être attribuée à une microstructure plus hétérogène, observée par MEB, caractérisée notamment par une porosité résiduelle plus marquée.

Les pertes diélectriques mesurées sur une large gamme de fréquences révèlent une augmentation plus prononcée à basse fréquence pour l'alumine SLA-DLP, surtout à température élevée. Ce comportement est cohérent avec une polarisation interfaciale accrue en lien avec les défauts structuraux.

Enfin, les mesures du champ de rupture diélectrique indiquent des valeurs moyennes légèrement inférieures pour l'alumine SLA-DLP (22,5 kV/mm contre 24,5 kV/mm pour CIP), avec une dispersion plus importante. Cette variabilité reflète les hétérogénéités microstructurales, en particulier la distribution bimodale des tailles de grains.

Globalement, les différences observées entre les deux procédés sont limitées, et les propriétés obtenues par SLA-DLP se situent dans des plages compatibles avec les exigences des applications visées. Dans le cas particulier de l'électronique de puissance, où les contraintes de conception géométrique sont fortes (canaux de refroidissement intégrés, géométries complexes, structures, lattices), le procédé CIP impose des limitations géométriques majeures. À l'inverse, la fabrication par SLA-DLP permet une intégration directe de formes

optimisées, conférant un avantage malgré des performances diélectriques légèrement inférieures.

Le procédé SLA-DLP est donc intéressant pour la mise en œuvre de l'alumine comme céramique technique. Toutefois, son application à d'autres matériaux céramiques nécessitera une optimisation ciblée du procédé tel que le contrôle de la densification, réduction de la porosité, ajustement des paramètres de frittage afin d'améliorer l'homogénéité structurale et de stabiliser les propriétés électriques, en particulier dans la gamme basse fréquence.

5. REFERENCES

- [1] G. Regnat, « Onduleur à forte intégration utilisant des semi-conducteurs à grand gap », Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2016. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.fr/196138825>
- [2] N. Chasserio, S. Guillemet-Fritsch, T. Lebey, et S. Dagdag, « Ceramic Substrates for High-temperature Electronic Integration », *J. Electron. Mater.*, vol. 38, n° 1, p. 164-174, janv. 2009, doi: 10.1007/s11664-008-0571-8.
- [3] L. Haddour, N. Mesrati, D. Goeuriot, et D. Tréheux, « Relationships between microstructure, mechanical and dielectric properties of different alumina materials », *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 29, n° 13, p. 2747-2756, oct. 2009, doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2009.03.022.
- [4] T. Ayode Otitoju, P. Ugochukwu Okoye, G. Chen, Y. Li, M. Onyeka Okoye, et S. Li, « Advanced ceramic components: Materials, fabrication, and applications », *J. Ind. Eng. Chem.*, vol. 85, p. 34-65, mai 2020, doi: 10.1016/j.jiec.2020.02.002.
- [5] M. Christ, C. Zimmermann, S. Neinert, B. Leykauf, K. Döringshoff, et M. Krutzik, « Additively Manufactured Ceramics for Compact Quantum Technologies », *Adv. Quantum Technol.*, vol. 7, n° 12, p. 2400076, déc. 2024, doi: 10.1002/qute.202400076.
- [6] S. Wei *et al.*, « Preparation of high performance dense Al₂O₃ ceramics by digital light processing 3D printing technology », *Ceram. Int.*, vol. 50, n° 1, p. 2083-2095, janv. 2024, doi: 10.1016/j.ceramint.2023.10.316.
- [7] M. I. Hussain, M. Xia, X. Ren, C. Ge, et Z. Shen, « Microstructural evolution, enhanced mechanical properties, and complex shapes design in high solid content alumina ceramics through additive manufacturing », *J. Manuf. Process.*, vol. 129, p. 35-50, nov. 2024, doi: 10.1016/j.jmapro.2024.08.027.
- [8] D. D. Marco *et al.*, « Dielectric properties of pure alumina from 8 GHz to 73 GHz », *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 36, n° 14, p. 3355-3361, nov. 2016, doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2016.05.047.
- [9] K. Jenkel *et al.*, « Effect of sintering temperature on the dielectric properties of 3D-printed alumina (Al₂O₃) in the W-band », *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 107, n° 4, p. 2494-2503, avr. 2024, doi: 10.1111/jace.19597.
- [10] S. J. Penn *et al.*, « Effect of Porosity and Grain Size on the Microwave Dielectric Properties of Sintered Alumina », *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 80, n° 7, p. 1885-1888, juill. 1997, doi: 10.1111/j.1151-2916.1997.tb03066.x.
- [11] C. Neusel, H. Jelitto, D. Schmidt, R. Janssen, F. Felten, et G. A. Schneider, « Thickness-dependence of the breakdown strength: Analysis of the dielectric and mechanical failure », *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 35, n° 1, p. 113-123, janv. 2015, doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2014.08.028.
- [12] D. Malec, V. Bley, F. Talbi, et F. Lalam, « Contribution to the understanding of the relationship between mechanical and dielectric strengths of Alumina », *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 30, n° 15, p. 3117-3123, nov. 2010, doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2010.07.024.